

**EL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR
HIDRÓGENO (HIC) EN SOLDADURAS DE ACEROS**

JORGE ENRIQUE GIRALDO BARRADA

**Trabajo dirigido de grado para optar el título de
Especialista en Ingeniería de Materiales y Procesos**

Asesor:

CESAR AUGUSTO CHAVES ROLDÁN

Ingeniero Mecánico

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

SECCIONAL MEDELLÍN

FACULTAD DE MINAS

MEDELLÍN

1999

UNAL-Medellín



6 4000 00125190 2



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA
SEDE MEDELLÍN
DEPTO. DE BIBLIOTECA
BIBLIOTECA MINAS

8
9

CONTENIDO

	PAG.
INTRODUCCIÓN	1
1. ASPECTOS RELACIONADOS CON LA SOLDABILIDAD	4
1.1 DEFINICIÓN DE SOLDABILIDAD	4
1.2 FACTORES QUE AFECTAN LA SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS	10
1.2.1 La composición química	10
1.2.2 Las propiedades mecánicas	12
1.2.3 La estructura metalúrgica	13
1.2.4 La sanidad interna	14
1.2.5 La limpieza	14
1.3 EVOLUCIÓN DE LOS ACEROS DE ACUERDO CON SU SOLDABILIDAD	15
1.4 EL CONCEPTO DEL EQUIVALENTE EN CARBONO DEL METAL BASE	20
2. EL FENÓMENO DE AGRIETAMIENTO POR HIDRÓGENO (HIC)	23
2.1 TEORÍAS SOBRE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO	24
2.2 MECANISMO DE FORMACIÓN DEL HIC	25
2.2.1 El hidrógeno en el hierro y el acero	25
2.2.2 Zonas de triaxialidad de esfuerzos y propagación de las grietas	29
2.3 LOCALIZACIÓN DE GRIETAS INDUCIDAS POR HIDRÓGENO EN SOLDADURAS DE ACERO	32

2.3.1	Solubilidad y el concepto de hidrógeno difusible	33
2.3.2	Difusividad del hidrógeno en el hierro o el acero	38
2.3.3	Grietas en la zona afectada térmicamente	39
2.3.4	Grietas en el metal de soldadura	41
2.4	FACTORES QUE INFLUYEN EN EL HIC EN SOLDADURAS	44
2.4.1	Efecto del nivel de hidrógeno	44
2.4.2	Efecto de la microestructura	46
2.4.3	Efecto de los esfuerzos residuales y la restricción	49
2.4.4	Efecto de las condiciones de soldadura y del post-calentamiento	52
2.4.5	Efecto de la composición química	57
2.4.6	Efecto del precalentamiento	57
2.5	OTROS EFECTOS DEL HIDRÓGENO EN SOLDADURAS DE ACERO	60
2.5.1	Ojos de pescado	60
2.5.2	Sombras blancas	62
2.5.3	Desgarre laminar	63
3.	PREVENCIÓN DEL HIC EN SOLDADURAS DE ACERO	65
3.1	PRÁCTICAS TECNOLÓGICAS UTILIZADAS PARA EVITAR EL HIC	66
3.1.1	Utilización de temperaturas de precalentamiento	67
3.1.2	Selección del nivel de hidrógeno	68
3.1.3	Técnicas de post-calentamiento	72
3.1.4	Utilización de metales de aporte austeníticos	74
3.2	HERRAMIENTAS PARA DETERMINAR LA SUSCEPTIBILIDAD AL HIC	74
3.2.1	Relaciones empíricas de equivalente en carbono	75
3.2.2	Predicción de la dureza (fórmulas empíricas)	76
3.3	PROCEDIMIENTOS PARA SOLDAR DIFERENTES TIPOS DE ACEROS	84
3.3.1	Consideraciones generales y selección de valores para los	

diagramas	85
3.3.1.1 Composición química	86
3.3.1.2 Nivel de equivalente en carbono (CE)	87
3.3.1.3 Precisión de la fórmula de CE	87
3.3.1.4 Soldadura de aceros diferentes	88
3.3.1.5 Potencial de hidrógeno del consumible de soldadura	89
3.3.1.6 Selección del eje de equivalente en carbono	89
3.3.1.7 Espesor combinado de la junta	90
3.3.1.8 Entrada de calor	92
3.3.1.9 Precalentamiento y temperatura entre pases	100
3.3.1.10 Otras consideraciones	100
3.3.2 Aceros de bajo contenido de carbono o aceros dulces	101
3.3.3 Aceros al carbono – manganeso	104
3.3.4 Aceros de baja aleación y bajo contenido de carbono	112
3.3.5 Aceros de mediano contenido de carbono y carbono – manganeso	116
3.3.6 Aceros aleados	117
3.3.6.1 Método del control de temperatura	119
3.3.6.2 Método de la transformación isotérmica del material	125
3.3.6.3 Uso de metal de aporte austenítico o aleaciones de níquel	127
3.3.7 Aceros de alto contenido de carbono y aleados	131
3.3.8 Aceros de grados mecanizables	134
3.4 CASO DE LOS ACEROS DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN	135
3.4.1 Aspectos generales	136
3.4.2 Clasificación de microestructuras	137
3.4.3 Efecto de los elementos de aleación	140
3.4.4 Zonas microestructurales y ciclo térmico de la soldadura	142
3.4.4.1 ZAT de grano grueso ($1100^{\circ}\text{C} < T_p < 1450^{\circ}\text{C}$)	144
3.4.4.2 ZAT de grano fino ($A_{c3} < T_p < 1100^{\circ}\text{C}$)	144
3.4.4.3 ZAT intercrítica ($A_{c3} < T_p < A_{c1}$)	145

3.4.4.4	ZAT subcrítica ($T_p < A_{c1}$)	145
3.4.4.5	Efecto de pases múltiples	146
3.4.5	Microestructura y el agrietamiento asistido por hidrógeno	147
3.4.6	Procedimientos para soldar aceros microaleados	148
4.	ALGUNOS CÓDIGOS DE SOLDADURA FRENTE AL HIC	151
4.1	CÓDIGOS DE LA AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS)	151
4.1.1	Código AWS D1.1-96 Structural Welding Code – Steel	152
4.1.1.1	Temperaturas mínimas de precalentamiento y entre pases	152
4.1.1.2	Manejo y almacenamiento de consumibles de soldadura	154
4.1.1.3	Métodos alternativos del código AWS D1.1-96 para determinar temperaturas de precalentamiento	156
4.1.2	Código AWS D1.5-95 Bridge Welding Code	160
4.2	CÓDIGO PARA CALDERAS Y RECIPIENTES A PRESIÓN DEL ASME	163
	BIBLIOGRAFÍA	166

LISTA DE FIGURAS

	PAG.
Figura 1. Relación entre los factores que influyen en el comportamiento en servicio de una construcción soldada.....	9
Figura 2. Curvas de tiempo de enfriamiento Vs. Dureza de tres aceros con y sin Niobio y comparación de los niveles de resistencia a la cedencia.....	19
Figura 3. (A) Esfuerzos elásticos debajo de una entalla en una platina delgada (esfuerzos planos), (B) esfuerzos elásticos debajo de una entalla en un plano de deformación y (C) distribución de esfuerzos durante una cedencia localizada.....	30
Figura 4. Curva de agrietamiento inducido por hidrógeno (agrietamiento retardado) o curva de fatiga estática.....	31
Figura 5. Influencia de la solidificación y de las transformaciones alotrópicas del hierro en la solubilidad de hidrógeno (Curva de Sieverts).....	34
Figura 6. Evolución del hidrógeno en función de la temperatura y del tiempo.....	35
Figura 7. Efecto del proceso de soldadura en la magnitud del contenido de hidrógeno.....	37
Figura 8. Distribución de H medida como función del tipo de electrodo y la distancia desde el cráter de la soldadura.....	37
Figura 9. Difusividad de hidrógeno en ferrita y austenita (coeficiente de difusión).....	39

Figura 10. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base de mayor templabilidad que el metal fundido.....	40
Figura 11. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base de menor templabilidad que el metal fundido.....	42
Figura 12. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base endurecible con un metal fundido austenítico.....	43
Figura 13. Efecto de la concentración de hidrógeno en la atmósfera de soldadura sobre la sensibilidad al agrietamiento de un acero HY-80.....	45
Figura 14. Establecimiento de los esfuerzos residuales desde la máxima temperatura (cero esfuerzo) hasta el enfriamiento (máximo esfuerzo, a lo sumo igual a la resistencia e la cedencia R_e).....	51
Figura 15. Trayectorias de escape de hidrógeno de un pase de soldadura.	53
Figura 16. Proceso de difusión competitivo del hidrógeno en un pase de soldadura.....	54
Figura 17. Diagrama para estimar temperaturas de post-calentamiento para evitar HIC con base en una hora de post-calentamiento.....	56
Figura 18. Evolución comparativa de temperaturas, esfuerzos e hidrógeno durante la soldadura sin precalentamiento (líneas sólidas y subíndices O) y con precalentamiento (líneas discontinuas y subíndices P). El símbolo t_R designa el tiempo de enfriamiento entre dos temperaturas específicas (Ref. 5).....	58
Figura 19. Ojos de pescado en una probeta de tracción: fractura frágil, con un defecto en el centro, rodeada de una zona de fractura dúctil.....	61
Figura 20. Zona de fractura frágil (sombra blanca) alrededor de un defecto, que sirve como iniciador de una fractura progresiva por fatiga (marcas de playa).....	63

Figura 21. Niveles de hidrógeno típicos en metal de soldadura de varios procesos (no se muestran los electrodos celulósicos ya que presentan valores entre 70 y 100 mL/100g de metal depositado).....	70
Figura 22. Relaciones generales entre el hidrógeno potencial y el nivel de hidrógeno del metal de soldadura de diversos procesos.....	71
Figura 23. Evolución comparativa de la temperatura máxima, los esfuerzos y el nivel de hidrógeno durante la ejecución de soldaduras con precalentamiento solo (líneas sólidas) y con precalentamiento complementado con post-calentamiento (líneas discontinuas)	73
Figura 24. Procedimientos para aceros al C-Mn sin precalentamiento (el tamaño del electrodo y la longitud del cordón se seleccionan de las tablas 5, 6, 7 y 8).....	105
Figura 25. Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con precalentamiento.....	106
Figura 26. Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.....	107
Figura 27. Procedimientos para soldar aceros al Mn-Cr-Mo-V con un máximo CE de 0.62: (a) procesos de muy bajo hidrógeno, escala D; (b) procesos de bajo hidrógeno, escala C; (c) procesos de medio y alto hidrógeno, escalas A y B.....	114
Figura 28. Diagrama para seleccionar temperaturas de precalentamiento mínimo, entre pases y poscalentamiento para aceros aleados y de baja aleación que presenten ZAT totalmente endurecida.....	115
Figura 29. Diagrama para seleccionar temperaturas de precalentamiento mínimo, entre pases y poscalentamiento para aceros al carbono y aceros al C-Mn que presenten una ZAT totalmente endurecida.....	116

Figura 30. El diagrama TTT de un acero usado para determinar tiempos y temperaturas después de la soldadura para la obtención de microestructuras relativamente blandas..... 126

Figura 31. Guía para temperaturas de precalentamiento usando electrodos austeníticos con proceso SMAW en el rango de 1-2 kJ/mm. (a) Baja restricción, es decir espesores <30mm; (b) alta restricción, es decir espesores >30mm..... 130

Figura 32. Diagrama esquemático de varias zonas de la ZAT correspondientes a un acero HSLA indicado en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C y en la curva de distribución de temperatura durante la soldadura..... 138

Figura 33. Representación esquemática de la influencia de la composición química y el tamaño de grano austenítico previo en el desplazamiento de las regiones de fase del diagrama CCT..... 143

Figura 34. Zonas de clasificación de aceros del AWS D1.1-96..... 161

INTRODUCCIÓN

El agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) en soldaduras de elementos de acero efectuadas con procesos por fusión, representa el problema tecnológico más común encontrado en construcciones soldadas. En vista de su ocurrencia y de la gran cantidad de pérdidas que se han presentado como consecuencia de este tipo de agrietamiento, también conocido con el nombre de agrietamiento en frío, es un tema que se ha desarrollado ampliamente tanto en el ámbito de la investigación como a nivel tecnológico y, de hecho, este fenómeno ha influenciado de manera significativa el mismo desarrollo en la fabricación de aceros estructurales a lo largo de la historia. Como tópico de investigación, el agrietamiento en frío ha recibido mas atención que cualquier otro fenómeno que afecte las soldaduras, pero aún así todavía no se comprende totalmente cual es el mecanismo preciso que ocasiona la fragilización del acero por el hidrógeno.

Este tipo de agrietamiento ocurre a menudo cierto tiempo después de que se ha completado la soldadura, lo cual lo hace bien difícil de detectar; de esta manera el ingeniero de soldadura tiene una gran responsabilidad en la determinación de las condiciones que se deben cumplir durante la fabricación para producir elementos soldados sin riesgos de agrietamiento. En vista de que no existe una publicación en español completa (por lo menos el autor no la conoce) que abarque los conceptos relacionados con el HIC se presenta este trabajo con la intención de llenar ese vacío del medio y proporcionar los conceptos de la cinemática de formación de este tipo de grietas y de las condiciones necesarias para su

nucleación y crecimiento, los cuales le proporcionan al ingeniero de soldadura las herramientas, en la mayoría de los casos suficientes, para afrontar la soldadura de elementos estructurales sanos desde el punto de vista de agrietamiento inducido por hidrógeno.

El trabajo comienza con un primer capítulo donde se presenta la definición de la soldabilidad y se incluye una explicación de los diferentes tópicos que pueden tener influencia en esta propiedad; como se puede deducir del estudio del primer capítulo, se buscan fundamentalmente dos finalidades: por un lado, familiarizar al lector con los significados y diferencias de la soldabilidad de fabricación y de la soldabilidad de servicio y, por otro lado, enmarcarlo dentro del alcance que tiene la soldabilidad en el presente trabajo considerándola básicamente desde el punto de vista del agrietamiento en frío, lo cual es tan solo uno de los problemas asociados con la fabricación de elementos soldados. En el capítulo 2, el cual se considera fundamental por el autor, se detalla el mecanismo de nucleación y crecimiento de las grietas inducidas por hidrógeno y se presentan los conceptos básicos que le permiten al ingeniero comprender el fenómeno posibilitando que afronte problemas particulares de HIC; se presentan, entonces, las teorías mas generalizadas sobre la fragilización del acero por el hidrógeno, la manera como se disuelve y se difunde el hidrógeno en el acero, los lugares preferenciales hacia donde viaja el hidrógeno, los factores que influyen en el HIC y otros efectos del hidrógeno en soldaduras de acero. En el capítulo 3 se presentan guías para la obtención de procedimientos seguros para soldar diferentes tipos de aceros por medio de los métodos de control de agrietamiento inducido por hidrógeno universalmente aplicados los cuales se basan ya sea en el control del nivel de hidrógeno, ya sea en el control de la microestructura o en una combinación de ambos. En el capítulo final se ilustra brevemente la manera como los códigos internacionales de construcciones soldadas, lejos de permanecer indiferentes ante el fenómeno, contienen requerimientos concretos que deben ser cumplidos durante la fabricación con miras a evitar el agrietamiento en frío; se analizan dos

códigos de la American Welding Society (AWS) y un código de la American Society of Mechanical Engineers (ASME).

Se espera que la información contenida en este trabajo se constituya en un punto de partida para que los ingenieros de soldadura desarrollen un conocimiento mayor del problema de agrietamiento en frío y, de esta forma, que éste pase a ser tratado en nuestro medio de una manera más racional posibilitando la obtención de construcciones soldadas confiables y seguras.

1. ASPECTOS RELACIONADOS CON LA SOLDABILIDAD

En este capítulo se presentarán diversos conceptos relacionados con la soldabilidad de los materiales comenzando con una definición de ella para tratar de ubicar el alcance que tiene y estableciendo que en este trabajo la soldabilidad será considerada bajo el punto de vista del agrietamiento inducido por hidrógeno, el cual es sólo uno de los muchos factores que determinan o definen la soldabilidad. Posteriormente se describirán algunos factores que inciden en la soldabilidad de los aceros, se presentará un breve recuento histórico de la evolución de los aceros estructurales y se expone el concepto de equivalente en carbono en soldadura.

1.1 DEFINICIÓN DE SOLDABILIDAD

La soldabilidad de un acero es una propiedad muy compleja y, por consiguiente, no es fácil dar una definición exacta que abarque su significado. Frecuentemente se piensa que la soldabilidad es la habilidad para unir o reparar un metal mediante soldadura. Teóricamente todos los metales pueden ser soldados, una evidencia de ello es el hecho de que los metales son extraídos de los óxidos de la tierra en numerosas partículas que posteriormente se unen para formar una fundición. No obstante, la soldabilidad es un término mucho mas amplio que relaciona el comportamiento en servicio, la posibilidad de producción y el diseño del elemento soldado, es decir, la soldabilidad no se puede considerar

simplemente como la capacidad de un metal para ser unido con soldadura. Tal como se define por la AWS en su norma sobre definiciones y términos de soldadura (Ref. 1) la soldabilidad es: "la capacidad de un material para ser soldado bajo ciertas condiciones de fabricación impuestas y que dicha soldadura se comporte satisfactoriamente durante el servicio para el que fue proyectada".

Una junta soldada puede posibilitar la fabricación de un ensamble que podría no haber sido posible fabricar razonable y económicamente sin el empleo de la soldadura. Unos pocos ejemplos de lo anterior son los submarinos de aguas profundas, tanques de guerra, vehículos espaciales, plantas nucleares, rascacielos gigantes y sistemas para transporte de fluidos a presión y altas temperaturas. Aún, considerando todo lo anterior, una soldadura en si misma no es importante ya que la importancia de una soldadura reside en que tenga un comportamiento satisfactorio durante las condiciones de servicio deseadas para las cuales fue depositada. La definición de la AWS define muy adecuadamente la soldabilidad y coloca la soldadura en su propia función y perspectiva que es la de proveer un servicio para suplir una necesidad deseada.

De acuerdo con la norma DIN 8528 (Ref. 2), un material es soldable si con él puede hacerse una junta o unión que llene los requisitos relacionados con el comportamiento en servicio utilizando un proceso de producción ajustado a las propiedades del material. Como se observa, ambas definiciones, la de la AWS y la de la DIN, relacionan la soldabilidad tanto con la posibilidad de poderse hacer la unión bajo ciertas condiciones de fabricación impuestas (equipo, materiales, proceso de soldadura, control de distorsión, restricción, atmósfera, etc.) (Ref. 3) como con su posterior comportamiento durante las condiciones de servicio para las que fue proyectada (altas o bajas temperaturas, esfuerzos de compresión o tracción, resistencias al impacto, Creep, fatiga, corrosión, abrasión, etc.).

El alcance de la soldabilidad debe ser comprendido, entonces, desde el punto de vista de la fabricación y del servicio ya que no se ganaría nada desde el punto de vista de aplicación tecnológica con saber que un material es "soldable" y poder realizar su unión mediante un proceso de fabricación específico si dicha unión no va a garantizar un adecuado funcionamiento durante las condiciones en las que el proyectista necesita que trabaje. Por tal motivo se debe establecer una diferencia separando la soldabilidad de fabricación y la soldabilidad de servicio.

La soldabilidad de fabricación tiene que ver con todos los factores que pueden hacer que una soldadura falle durante la etapa de la fabricación del producto soldado; sea durante o después del depósito de la misma o en una etapa posterior como por ejemplo durante el tratamiento térmico posterior (que se conoce normalmente como PWHT por sus siglas del inglés). La tendencia hacia la producción y utilización de aceros altamente aleados y tratables térmicamente resulta con frecuencia en un decremento en la soldabilidad de fabricación. De esta forma, el problema de agrietamiento inducido por hidrógeno, el cual fue muy común en los aceros de alto contenido de carbono usados en el pasado, puede reaparecer en los aceros aleados sino se toman las medidas necesarias de precalentamiento, poscalentamiento, parámetros de soldadura, manejo de consumibles, etc. Además del agrietamiento en frío de las soldaduras, otros problemas asociados con la soldabilidad de fabricación son el agrietamiento de solidificación (en caliente), agrietamiento por el tratamiento térmico de alivio de esfuerzos residuales, ruptura por Creep de la ZAT durante el alivio de esfuerzos, el desgarre laminar, el agrietamiento de soldaduras hechas con el proceso de electroescoria, entre otros.

La soldabilidad en servicio está estrechamente ligada al comportamiento de la unión soldada, como parte de una estructura, en las condiciones de operación y a si ésta va a desempeñarse o no satisfactoriamente. Sin embargo, aunque la soldabilidad en servicio se centra en la necesidad de balancear y combinar las

propiedades entre en metal de soldadura, la zona afectada por el calor y el metal base (las tres con propiedades diferentes) en una junta soldada establecer la extrapolación de cómo van a funcionar las tres conjuntamente durante el servicio es una tarea bien complicada que todavía no ha sido resuelta. Se han realizado estudios en elementos soldados de muy diferentes tipos (recipientes a presión, vigas, estructuras, puente grúas, etc.) para estudiar el efecto que pueden tener las variables de soldadura tales como la entrada de calor, el tratamiento térmico posterior o los consumibles. Desgraciadamente, no existe hasta el momento un ensayo que pueda substituir una prueba efectuada sobre un elemento soldado real para determinar como se comportará en el servicio por lo que este aspecto ha sido y continuará siendo un problema para el diseño y fabricación de las construcciones soldadas. La prueba realizada sobre una pequeña región de un elemento soldado, por ejemplo, un ensayo de impacto o un ensayo de tracción de la ZAT no revela necesariamente el comportamiento global del elemento soldado durante el servicio. Las exposiciones durante el servicio que pueden tener efecto en el comportamiento de elementos soldados son las temperaturas de trabajo altas o bajas que pueden fragilizar ciertos aceros o afectar su tenacidad, la exposición a medios gaseosos, líquidos o sólidos de diferentes naturalezas, las condiciones de aplicación de las cargas de servicio (estáticas, cíclicas, de impacto, etc.), entre otras.

Por otro lado, las uniones soldadas siempre hacen parte de una construcción o estructura, razón por la cual otros autores como Hougardy (Ref. 2) definen la soldabilidad en un panorama todavía más amplio y hablan de la soldabilidad de una construcción la cual depende de la relación existente entre tres factores: (1) la conveniencia de un material para la soldadura, (2) la seguridad de la soldadura y (3) el potencial para la soldadura de una parte con una configuración geométrica particular. No resulta muy claro, por lo menos para el autor del presente trabajo, el significado de los dos últimos factores, sin embargo se especula tratando el factor (2) como la confiabilidad que ofrecería una soldadura

dentro de una construcción (es decir, que sea segura) la cual estaría ligada a la soldabilidad en servicio y tratando el factor (3) como la facilidad o dificultad que ofrecería un componente soldado con una geometría específica para dejar unir sus componentes mediante soldadura (de todos modos no es claro y se puede llegar a que es lo mismo que la soldabilidad durante la fabricación). En la figura 1 se ilustra la relación entre los diferentes factores que afectan la soldabilidad de una construcción, es decir de las propiedades del material, la geometría de la construcción, los parámetros de soldadura, las microestructuras que se generen durante la soldadura y los esfuerzos residuales y esfuerzos debidos a cargas externas. Solamente las propiedades del material (su conveniencia para la soldadura) se pueden describir cuantitativamente por sus características de transformación y por las propiedades mecánicas y químicas de sus microestructuras.

Desde este punto de vista, la conveniencia para la soldadura de un acero describe solamente las diferentes formas en las que dicho material puede ser soldado pero no describe la soldabilidad de una construcción. En vista de que la soldadura presenta muchas similitudes con los tratamientos térmicos (con ciertas diferencias como las temperaturas alcanzadas y los tiempos de sostenimiento a estas temperaturas), la conveniencia para la soldadura de un acero puede ser descrita como su conveniencia para el tratamiento térmico. Lo anterior es válido para la zona afectada por el calor (ZAT ó ZAC) del metal base y para el metal de soldadura. De la figura 1 se puede deducir fácilmente que es imposible obtener una estimación cuantitativa de la soldabilidad de una construcción considerando solo uno de los factores influyentes, como a veces se pretende hacer con la caracterización de la conveniencia de un acero para la soldadura.

Independiente de las aclaraciones (o quizá confusiones) que puedan generar en el lector las definiciones de soldabilidad expuestas anteriormente, en el presente trabajo siempre se tratará la soldabilidad desde el punto de vista de la posibilidad

de agrietamiento inducido por hidrógeno, fenómeno éste que tiene que ver con la falla de una soldadura tiempo después de su aplicación y que definitivamente se considera como un problema asociado con la soldabilidad de fabricación. El lector debe ser consciente de que la soldabilidad abarca numerosos problemas diferentes al agrietamiento en frío que también hacen parte de la evaluación de la conveniencia de un acero para la soldadura y de su comportamiento durante el servicio.

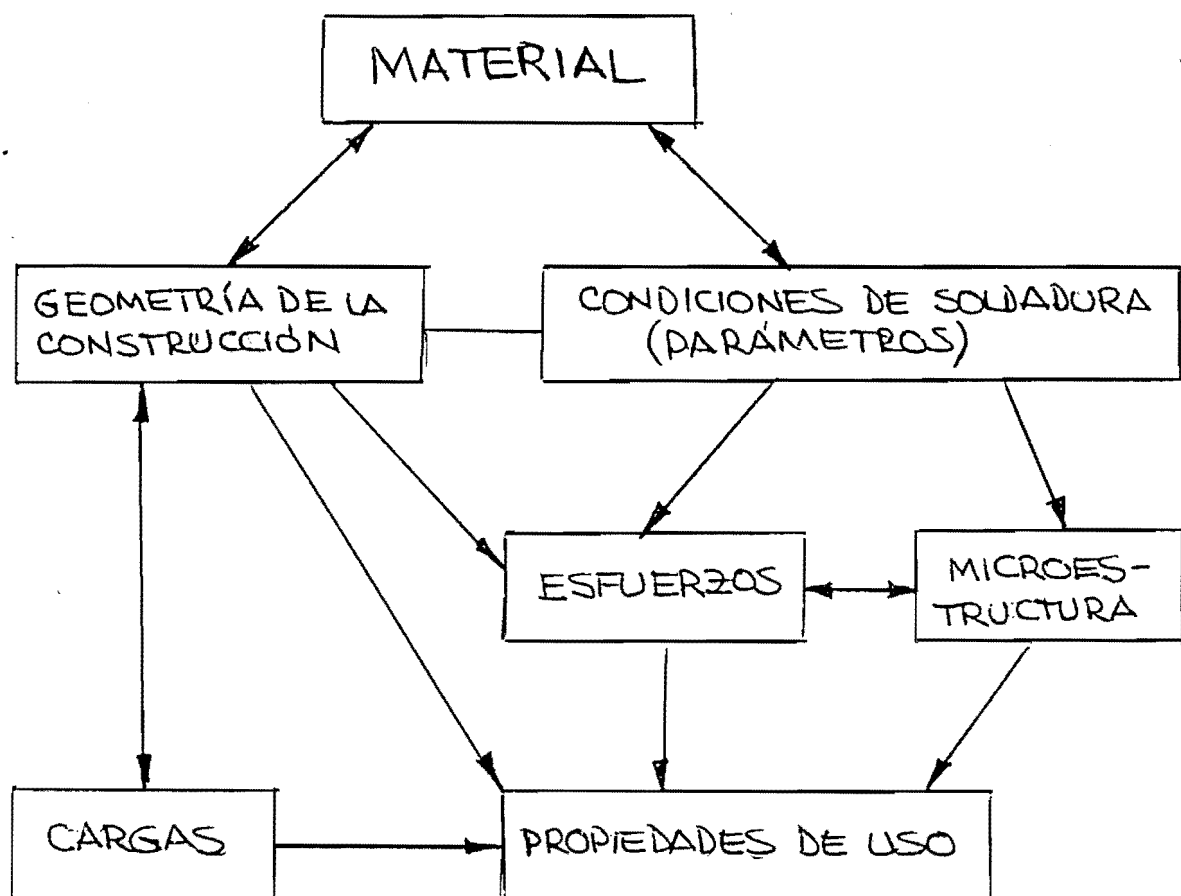


Figura 1. Relación entre los factores que influyen en el comportamiento en servicio de una construcción soldada.

1.2 FACTORES QUE AFECTAN LA SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS

A continuación se dará una breve explicación de cómo las diferentes calidades o características de los aceros pueden interactuar o relacionarse con la soldabilidad del mismo, la cual puede ser significativamente afectada. Estos aspectos fueron extraídos en su mayoría de una publicación sobre metalurgia de la soldadura de Linnert (Ref. 4).

1.2.1 La composición química

La composición química es tratada en primer lugar ya que es la que tiene mayor influencia dentro de las propiedades de soldadura. Una comprensión de la soldabilidad basada en la composición química permite conocer la influencia de los elementos de aleación y elementos residuales en las propiedades de la soldadura.

La evaluación de la soldabilidad de un acero dado y las decisiones relativas a la selección de procedimientos de soldadura apropiados pueden ser ayudados por el conocimiento del método de producción del acero ya que dichas prácticas controlan muchos aspectos de la composición química. Si un acero dado tiene ciertos elementos influyentes en la soldabilidad reportados en los análisis de colada que están cercanos a los límites superiores o inferiores especificados por la norma del material, el usuario tiene que considerar su incidencia en el producto por soldar.

Como una ilustración práctica de lo anterior, considere una platina de acero de 75 mm de espesor comprada bajo la especificación ASTM A 36 / A 36M. Este material debe alcanzar una resistencia a la tracción de 400 a 500 MPa (58 a 80 ksi) y tener un mínimo punto de cedencia de 250 MPa (36 ksi). Para asegurar

estas propiedades mecánicas en platinas de espesor alto (como la de nuestro caso), el contenido de carbono del acero estaría muy cercano al límite superior del máximo permisible de 0,27 por ciento. Si el análisis químico de colada del acero reporta 0,27%, un análisis químico del producto para el contenido de carbono permitiría 0,04% sobre éste límite, de acuerdo con los lineamientos de la norma ASTM A 6. Por consiguiente, una determinación del comportamiento de soldadura seguro se debería hacer basado en un acero con un contenido de carbono tan alto como 0,31%, el cual aunque parece un incremento pequeño, es un factor que requiere una cuidadosa consideración dentro del diseño de procedimientos de soldadura porque el carbono tiene una alta influencia de aleación. Se dará el siguiente ejemplo para ampliar lo anterior, aunque su comprensión requiera el estudio de los capítulos posteriores: utilice el diagrama de soldabilidad de la figura 25 para aceros al carbono-manganeso para soldar un acero con un $CE=0.40$, usando una junta a tope de 30 mm (espesor combinado de 60 mm), con una entrada de calor de 1.8 kJ/mm y usando la escala A; bajo estas condiciones se requiere una temperatura de precalentamiento de 20°C para evitar el riesgo de agrietamiento por hidrógeno. Si el acero contiene 0.04% mas de carbono (posible tolerancia de la especificación), el nuevo CE sería de 0.44 con lo que la nueva temperatura de precalentamiento para evitar agrietamiento resultaría ser de 100°C la cual es significativamente mayor que la anterior. Se demuestra, entonces, que un pequeño incremento en el contenido de carbono puede implicar modificaciones sustanciales en las condiciones de soldadura que pueden terminar en el éxito o el fracaso de un procedimiento.

Inversamente, si el acero fuera comprado de acuerdo con los requerimientos de la norma ASTM A285 /A285M, ésta especificación establece un contenido de carbono máximo de 0.28% tanto para el análisis de colada como para el análisis de producto. Entonces, la soldadura del acero con un contenido de carbono cercano o superior al 0.30% no debería ser considerada ya que conllevaría a procedimientos más conservativos y costosos sin ventajas aparentes.

Un aspecto de la calidad del acero que no se puede determinar fácilmente por un análisis de composición química de rutina es la condición de oxidación o, mas bien, de desoxidación. Ciertos elementos con alta afinidad por el oxígeno a las temperaturas de producción de los aceros, como el silicio, aluminio y titanio, son adicionados para lograr la desoxidación. Durante la fusión involucrada en la soldadura, los aceros semi-calmados y efervescentes pueden producir porosidad en el metal fundido a menos que se cuente con suficientes agentes desoxidantes para manipular el oxígeno presente. Por lo tanto, la operación de soldaduras por fusión en aceros debe tomar en consideración el estado de desoxidación de los metales base y de los metales de aporte involucrados. Cuando un acero es totalmente calmado por la adición de uno o más de estos elementos, el subsecuente análisis químico reporta una cierta cantidad residual del elemento presente en el acero. El contenido de silicio es una indicación de si el acero es totalmente calmado, semi-calmado o efervescente. Si el acero es desoxidado por la técnica de vacío, no se encontrarán cantidades residuales de elementos desoxidantes en los análisis químicos. Los aceros calmados son considerados los de mas alta calidad y son los que presentan menores problemas durante la soldadura.

1.2.2 Las propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas son usadas para describir el tipo de acero ordenado desde la planta productora. Muchas especificaciones de materiales tienen los requerimientos que se deben cumplir en lo relacionado con la resistencia a la tracción y con el detalle del número de pruebas, localización y orientación de las probetas dentro del producto.

Una ilustración de la relación entre los resultados de tracción y la soldabilidad se puede encontrar cuando se observan las diferencias en los valores obtenidos de

probetas extraídas de platinas de acero con sus ejes longitudinales (1) paralelos a la dirección principal de rolado (eje X), (2) transversal a la dirección principal de rolado (eje Y) y (3) a través del espesor de la platina (eje Z). Los valores de la ductilidad y la resistencia difieren apreciablemente entre estos tres ejes y la ductilidad (juzgada como valor de reducción de área) puede ser un criterio de calidad. Si la ductilidad determinada a través del espesor (dirección del eje Z) es muy baja, un elemento soldado fabricado de la platina puede ser muy susceptible al problema denominado desgarre laminar (ver numeral 2.5.3). Para minimizar la susceptibilidad al desgarre laminar mediante la calidad del material, se deben controlar las propiedades mecánicas mediante la composición química, la práctica de fabricación del acero y los procedimientos de conformación en caliente.

La tenacidad a la fractura de un acero es una propiedad mecánica que aún está en vía de desarrollo. Por muchos años, la prueba de impacto fue empleada para la evaluación de la tenacidad a la entalla y el ensayo Charpy con entalla en V se convirtió en la probeta estándar para este propósito. No obstante, el trabajo reciente indica que las pruebas de impacto con pequeñas probetas entalladas son útiles para hacer comparaciones entre diferentes aceros y los resultados no pueden estimar directamente el comportamiento en servicio de un acero en una estructura dada. A pesar de los variados métodos de ensayos disponibles en el momento, existe un acuerdo generalizado de que la tenacidad a la fractura es una cualidad importante que debe ser considerada cuando se evalúa la soldabilidad de una estructura soldada.

1.2.3 La estructura metalúrgica

La estructura metalúrgica o microestructura es otra característica que refleja la calidad del acero. La microestructura de un acero está determinada principalmente por su composición química y por su historia térmica, pero muchas condiciones del proceso de la producción, tales como la fundición, el conformado

en caliente y los posibles tratamientos térmicos o termo-mecánicos ejercen profundas influencias en ciertos detalles tales como el tamaño de grano, la homogeneidad y la distribución de fases. Aunque los pasos intermedios como los tratamientos térmicos aumentan el costo de los aceros, la mejora de ciertas propiedades resultante de la obtención de microestructuras controladas a menudo justifica el mayor costo. La soldabilidad del acero, aun en procesos de soldadura por fusión, puede ser influenciada por la microestructura de los metales base por soldar, primariamente por la microestructura previa que influye en las microestructuras formadas durante la soldadura, tanto en la ZAT del metal base como en el metal de soldadura.

1.2.4 La sanidad interna

La sanidad interna y el grado de libertad de defectos superficiales son dos cualidades requeridas frecuentemente por las especificaciones de materiales. Los requerimientos se enfocan en especificar los criterios de tamaño y número de imperfecciones internas y superficiales que puede contener cierto material. Muchas especificaciones de materiales incluyen procedimientos para reparación de defectos por remoción de metal, soldadura y acabado superficial; dichas reparaciones están sometidas a una inspección final, que puede ser efectuada mediante ensayos no destructivos, para asegurar que las imperfecciones se han removido completamente, que no se excedan los límites de remoción de material, que los procedimientos de soldadura establecidos sean cumplidos y que los depósitos de soldadura tienen una calidad aceptable.

1.2.5 La limpieza

La limpieza del acero (por decir, el número y tamaño de inclusiones no metálicas distribuidas a través de él) es otra cualidad interna que puede ser definida por la especificación del material. Los fabricantes de aceros han realizado muchos

esfuerzos para obtener aceros más limpios ya que muchas de las inclusiones son las causantes de cierto número de problemas metalúrgicos en el acero durante la soldadura incluyendo la anisotropía de las propiedades mecánicas, baja ductilidad, el agrietamiento en caliente, baja tenacidad a la fractura, agrietamiento de las zonas afectadas por el calor y el desgarre laminar. El descubrimiento del papel que juegan las inclusiones planas en el desgarre laminar de productos rolados (Ref. 5), ha desembocado en la tendencia a disminuir la cantidad de tales inclusiones (especialmente respecto a su contenido de azufre) o a modificar su forma de plana a globular mediante la adición de elementos como el Cerio.

1.3 EVOLUCIÓN DE LOS ACEROS ESTRUCTURALES DE ACUERDO A SU SOLDABILIDAD

Este breve recuento histórico (Ref. 5 y 6) se refiere al desarrollo que han tenido en los últimos tiempos los aceros de calidad estructural, si es que existe algún tipo de acero que no pueda ser catalogado como estructural en el estricto significado de la palabra, los cuales se consideran de aplicación en el campo de las estructuras metálicas, los recipientes a presión, tuberías de conducción, puentes, etc. Se excluyen de este significado los aceros de herramientas, aceros calibrados para ejes o resortes, aceros especiales, entre otros.

El agrietamiento inducido por hidrógeno o agrietamiento en frío de soldaduras de acero, asociado con la aparición simultánea de tres características (1) hidrógeno, (2) esfuerzos y (3) una microestructura susceptible, ha estado en la cumbre dominando el problema de la soldabilidad de los aceros y por esta razón está muy involucrado con la evolución de los aceros para construcciones soldadas.

Desde los comienzos de las construcciones fabricadas mediante soldadura se ha escuchado en la literatura técnica la afirmación de que "el carbono es el enemigo

del soldador". Desde luego, en la medida en que se incrementa el contenido de carbono del acero (cuando se aumentan el límite a la cedencia y la resistencia a la tracción del producto en cuestión) los problemas de soldabilidad se vuelven mayores debido a que se incrementa la templabilidad del acero y su posibilidad de formar microestructuras duras con bajas tasas de enfriamiento, las cuales son más susceptibles al agrietamiento asistido por hidrógeno. En efecto, esta correlación entre la resistencia, el contenido de carbono y la soldabilidad es ineludible cuando se analiza lo que indica el diagrama de equilibrio hierro-carbono, ya que para un estado dado (usualmente el estado recocido), un incremento en la resistencia es obtenida a costa de un incremento en el contenido de carbono y, por consiguiente, esto conlleva a un empeoramiento de los problemas de soldabilidad. Lo anterior le concede la razón a quienes plantearon la afirmación indicada en el principio del párrafo.

Cuando las construcciones soldadas se desarrollaron y las especificaciones de materiales se volvieron más exigentes respecto a la resistencia y ductilidad de los aceros, fue necesario para los productores encontrar soluciones compatibles con aquellas especificaciones y con las características de soldabilidad que hicieran los productos utilizables a nivel productivo.

Históricamente, la búsqueda de aceros que, con el mismo nivel de resistencia, tuvieran un menor contenido de carbono que los productos aleados con carbono solamente resultó en la aparición de los aceros C-Mn-Si. El manganeso y el silicio en estos aceros influyen la transformación de la austenita durante el enfriamiento y la resistencia debido a que entran en solución sólida sustitucional en el acero, por lo que su adición hizo posible obtener mayores niveles de resistencia con menores contenido de carbono. Sin embargo, el manganeso tiene un efecto en la templabilidad de estos aceros que afecta la soldabilidad del mismo por incrementar la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno, razón

por la cual se le asigna un factor de 4 ó 6 en las fórmulas de equivalente en carbono (por ejemplo, $CE=C+Mn/6$).

Los aceros al manganeso han hecho parte de investigaciones desde hace mas de 40 años en lo relativo a sus propiedades mecánicas, particularmente su resistencia y su tenacidad. Este grupo de aceros es todavía uno de los más utilizados en la industria, sobretodo en recipientes a presión, debido a su bajo costo. Los primeros aceros al manganeso (ASTM A201, A212, A515 grado 50, etc.) eran de grano grueso y el tratamiento térmico de normalizado solo se usaba ocasionalmente en secciones de mucho espesor antes de la aplicación de las soldaduras. Posteriormente, aparecieron materiales en los cuales el tamaño del grano es controlado (ASTM A516 grado 70 y A537 clase 1) y el normalizado fue aplicado mas frecuentemente; el A537 también fue fabricado en estado templado y revenido (clase 2). El efecto primario de tales tratamientos es un refinamiento en el grano la cual proporciona una mayor resistencia y debido a la obtención de martensita revenida, una temperatura de transición substancialmente mas baja (incremento en la tenacidad).

Un segundo grupo de aceros fue el de los aceros aleados al cromo-molibdeno, diseñados primariamente para servicio a altas temperaturas. Al principio de los años 60 era claro que el temple y el revenido mejoraban las propiedades mecánicas de estos aceros para eventuales condiciones de servicio a temperatura ambiente; sin embargo en vista de que ellos fueron diseñados para servicio a altas temperaturas, las ventajas del temple y el revenido no marcaron una ventaja aparente. Algunas especificaciones de aceros al cromo – molibdeno para altas temperaturas son las ASTM A387 y A542.

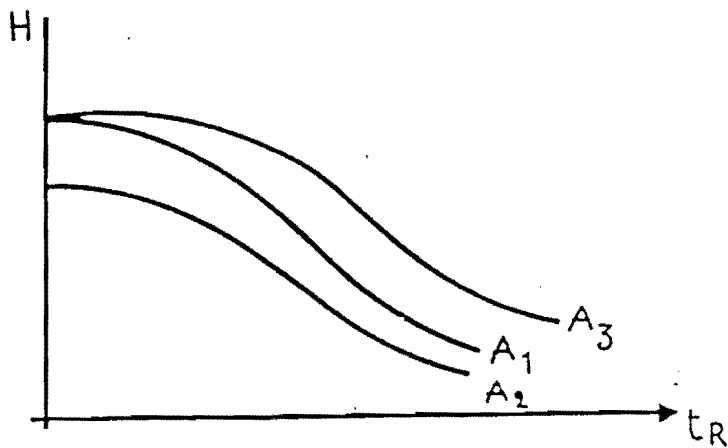
Alrededor de 1960 aparecieron los primeros aceros aleados con Níquel, con microestructuras óptimas para producir propiedades mecánicas superiores a bajas temperaturas. Los primeros aceros para bajas temperaturas, utilizados en

recipientes a presión, fueron los grados A y D de la especificación ASTM A203, sin embargo, otros varios aceros estaban ya en desarrollo en ese tiempo de lo cual surgieron los A645, A353 y A553I. Las propiedades mecánicas de estos aceros se fue incrementando gradualmente en ese tiempo hasta llegar a obtener resistencias a la tracción de 100 ksi (690 Mpa) y temperaturas de transición suficientemente bajas para manipular gas natural licuado.

Hacia 1970 empezó la producción de aceros aleados diseñados para aplicaciones de alta resistencia. Algunas especificaciones de estos aceros son las ASTM A517A, A517F, A533-1, A508-2, A543, entre otros, los cuales no existían en la época de 1960. Muchos de estos materiales derivan sus altas propiedades mecánicas de los tratamientos térmicos de temple y revenido y su aplicación se incrementó durante el período entre 1960 y 1980. Sin embargo, en vista de que el incremento en la resistencia de estos aceros se basa en el incremento del contenido de aleación su soldabilidad se reducía y limitaba su aplicación en el campo de la soldadura.

El desarrollo de aceros aleados templados y revenidos de alta resistencia alcanzó su cúspide alrededor de 1980 cediendo camino a los aceros microaleados como el ASTM A737. Los aceros microaleados no alcanzan los niveles de resistencia que tienen los aceros aleados de alta resistencia, sin embargo poseen una buena tenacidad y ofrecen una alternativa más económica y con una mayor soldabilidad debido a que se podían obtener iguales niveles de resistencia adicionando elementos, que como muchos de los microaleantes tienen poco efecto en la susceptibilidad al agrietamiento, permitiendo disminuir la cantidad de carbono el cual si tiene un gran efecto en la susceptibilidad al agrietamiento. Lo anterior hace que la balanza del consumo y utilización de aceros estructurales se incline a favor de los aceros microaleados.

Los aceros microaleados se crearon para solucionar el problema de reforzar el acero sin afectar significativamente su templabilidad. Estos aceros tienen una pequeña cantidad de elementos de aleación, como aluminio, niobio, vanadio o titanio, los cuales tienen una fuerte afinidad con el carbono y el nitrógeno con los cuales forman carburos, nitruros o carbonitruros, componentes insolubles en la ferrita y en la austenita por debajo de 900°C . Esta variación en la solubilidad hace posible un mecanismo de endurecimiento de la ferrita por partículas de segunda fase, por solución sólida y por un refinamiento del tamaño de grano incrementando su límite elástico. De esta forma, a igual resistencia a la cedencia, la presencia de elementos microaleantes permite un menor contenido de carbono y, por consiguiente, una mejor soldabilidad, tal como se observa en la figura 2.



Steel	C	Nb	R _e
A ₁	C ₁	without	R _{e1}
A ₂	C ₂ < C ₁	with	R _{e2} = R _{e1}
A ₃	C ₃ = C ₁	with	R _{e3} > R _{e1}

Figura 2. Curvas de tiempo de enfriamiento Vs. Dureza de tres aceros con y sin Niobio y comparación de los niveles de resistencia a la cedencia.

1.4 EL CONCEPTO DEL EQUIVALENTE EN CARBONO DEL METAL BASE

A lo largo de la historia se han hecho grandes esfuerzos para tratar de establecer un sistema matemático confiable que permita predecir a partir de la composición química la susceptibilidad de la microestructura al agrietamiento inducido por hidrógeno obtenida en la zona afectada por el calor de una soldadura. Estos métodos rápidos de evaluación que no requerían de pruebas se comenzaron a plantear por los usuarios de la soldadura desde el año de 1930. La composición química se convirtió en el centro de atención de dichos esfuerzos por las siguientes razones: (1) siempre era posible conocer la composición química del acero ya sea por los intervalos indicados en su especificación o norma, por los reportes de pruebas de materiales del fabricante o por un análisis químico rutinario; (2) la composición química es el determinante mas fuerte de la microestructura formada en la ZAT; (3) la composición determina la dureza de la microestructura particular formada en la ZAT como resultado del procedimiento de soldadura empleado; y (4) se sabe que la composición determina de una manera general la susceptibilidad al agrietamiento en frío, la cual está relacionada directamente con el tipo de microestructura de la ZAT y su nivel de dureza.

Por consiguiente, la atención fue enfocada en la composición química del acero para evaluar su soldabilidad con respecto a la susceptibilidad al agrietamiento en frío de la microestructura de la ZAT producida por el ciclo térmico de un proceso de soldadura establecido.

A principios de 1940 varios grupos de investigación llegaron a proponer unas guías para la soldadura de aceros al carbono basadas en la experiencia y en pruebas con proceso SMAW y electrodos revestidos celulósicos muy comunes en ese tiempo; las fórmulas ofrecidas eran muy simples y las guías establecían, por ejemplo, que para evitar el agrietamiento en frío de la ZAT su máxima dureza no

debía exceder los 30 HRC (285 HB). Poco después, se introdujeron fórmulas que incluían factores para sopesar la influencia de elementos de aleación como el manganeso y el silicio junto con el contenido de carbono; después de un mayor trabajo en esta dirección se desarrollaron fórmulas para aceros de baja aleación. A estas fórmulas se les denominó *EQUIVALENTE EN CARBONO (CE)* ya que todas las fórmulas tomaban el contenido de carbono como unidad y le asignaban diferentes factores para los otros elementos de aleación presentes en la composición química del acero. Actualmente, aparecen en la literatura técnica de soldadura muchas fórmulas de equivalente en carbono con pequeñas diferencias en los factores de los elementos diferentes al carbono que tiene un factor de uno. Algunas de estas fórmulas se incluyen también en varios códigos de fabricaciones soldadas como una guía o como un requerimiento mandatorio para regular la selección de un acero o para controlar el procedimiento de soldadura.

Las formulas de CE son ecuaciones empíricas que determinan la composición del acero desde el punto de vista de su templabilidad (en el numeral 3.2.1 de este trabajo se presentan varias fórmulas de CE). Actualmente, existen fórmulas mas elaboradas que toman en consideración un número de parámetros del procedimiento de soldadura así como también otras circunstancias operacionales que se sabe tienen influencia en la microestructura de la ZAT y en la probabilidad de la ocurrencia del agrietamiento en frío. Estos factores adicionales incluyen los siguientes: (1) la entrada de calor y la tasa de enfriamiento esperada, (2) el control de las temperaturas de precalentamiento, interpases y postcalentamiento, (3) el potencial de hidrógeno del proceso o de otras fuentes y el hidrógeno difusible que se espera introducir en la ZAT y (4) la restricción de la soldadura evaluada del espesor del metal base o de las características de la junta por soldar que incrementa el nivel de los esfuerzos residuales en la ZAT.

Estos factores adicionales han incrementado la complejidad del tratamiento matemático de la conveniencia de la ZAT al punto tal que los métodos gráficos se

han convertido en una forma de presentación mas conveniente y práctica como se tratará posteriormente en el numeral 3.3.

2. EL FENÓMENO DEL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDRÓGENO (HIC) O AGRIETAMIENTO RETARDADO

El agrietamiento inducido o asistido por hidrógeno en elementos soldados de acero está asociado con la existencia simultánea de tres factores: (1) presencia de hidrógeno, (2) esfuerzos de tracción y (3) una microestructura susceptible. Un cuarto factor que se menciona con frecuencia en la literatura es la temperatura de formación la cual está por debajo de los 200°C, razón por la que a menudo se denomina como agrietamiento en frío; sin embargo, existen otra serie de grietas que pueden nuclear y crecer en estos niveles de temperaturas (como por ejemplo una falla por fatiga o una fractura frágil), por lo que dicho nombre, en la opinión del autor, adolece de cierta ambigüedad.

Este fenómeno de falla está íntimamente relacionado con la presencia de un cierto nivel de concentración de hidrógeno atómico, denominado con el nombre de hidrógeno difusible, lo cual no debe resultar extraño debido a que este elemento puede ejercer una potente influencia fragilizadora en el acero tal como se ha demostrado por la experiencia y por las numerosas investigaciones que se han efectuado por mas de un siglo al respecto.

Las consecuencias que tiene en el acero la presencia de hidrógeno en solución supersaturada están asociadas con la fragilización de la ferrita y de la martensita debido a la presencia de átomos de hidrógeno en la estructura cristalina de estos dos constituyentes. Como se verá en los numerales siguientes, la fragilización de

la ferrita está relacionada con el mecanismo de formación de “ojos de pescado” durante los ensayos de tracción cuasiestáticos o con las “sombras blancas” en la aplicación de cargas cíclicas. La fragilización de la martensita es el fundamento del agrietamiento en frío de las soldaduras.

2.1 TEORÍAS SOBRE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

La fragilización por hidrógeno en los aceros está asociada con una reducción en la resistencia última y en la ductilidad en tracción. Desde hace mas de 30 años se han propuesto varios mecanismos para tratar de explicar el efecto de la fragilización del acero por el hidrógeno, de los cuales se mencionan las cinco siguientes que son las teorías que han gozado de mas credibilidad en el campo investigativo (Ref 7):

- La teoría de la presión planar propuesta por Zappfe y Sims (Ref. 8) dice que la presión interna del hidrógeno adiciona sus efectos a los esfuerzos aplicados ocasionando una posible falla prematura.
- El mecanismo de adsorción de Petch y Stables (Ref. 9) propone que el hidrógeno adsorbido disminuye la energía superficial del metal haciendo más fácil la propagación de una grieta.
- El mecanismo de Troiano (Ref. 10) sobre la teoría de interacción con la red.
- El mecanismo de Troiano modificado por Oriani (Ref. 11 y 12) propone que el hidrógeno reduce la energía de cohesión entre los átomos de hierro en los lugares donde se concentra el hidrógeno que, como se explica en el numeral 5.2, corresponden a las zonas de máxima triaxialidad de esfuerzos o, de

acuerdo con Oriani, en los bordes de una grieta donde la deformación no obedezca la Ley de Hooke.

- Un mecanismo basado en la modificación de la movilidad de las dislocaciones propuesto por Beachem (Ref. 13).

Otras varias teorías se han propuesto pero son esencialmente variaciones de las teorías citadas anteriormente. La evolución de estas teorías no ha terminado y la controversia sobre cual es la más válida persiste; parece ser que cada una de las diferentes teorías puede ser aplicable a ciertos materiales probados bajo condiciones específicas y ningún mecanismo por si solo puede explicar los resultados experimentales actuales.

No obstante los substanciales progresos que se han logrado en los últimos tiempos con miras a comprender el mecanismo y la cinética de la fragilización por hidrógeno, se requiere un mayor conocimiento al respecto de tal manera que éste se pueda aplicar tecnológicamente para predecir el comportamiento de los materiales en la industria los cuales se utilizan, frecuentemente, en condiciones bien diferentes de aquellas en las que se hacen las pruebas de laboratorio.

2.2 MECANISMO DE FORMACIÓN DEL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDRÓGENO (HIC)

2.2.1 El hidrógeno en el hierro y el acero

El hidrógeno difusible puede ser introducido en los aceros de varias maneras como por ejemplo en el proceso de tratamientos superficiales tales como decapados con ácidos o electroplateado, durante un tratamiento térmico, durante la soldadura, etc. En el caso de la soldadura, el hidrógeno es introducido ya que

el arco eléctrico en soldaduras por fusión es capaz de disociar el hidrógeno gaseoso (H_2) o los compuestos basados en hidrógeno (como el agua o el vapor de agua) que puedan estar presentes en la atmósfera o en los fundentes de los consumibles de soldadura; la disociación de estos compuestos en hidrógeno atómico facilita que el metal fundido absorba cierta cantidad de este elemento de una manera proporcional a su concentración en la atmósfera del arco (Ref. 14).

La rápida tasa de difusión de los átomos de hidrógeno en la matriz de hierro o acero alfa (cúbico de cuerpo centrado) a temperatura ambiente se explica por la diferencia en el tamaño atómico de estos elementos: el diámetro atómico del hidrógeno es 1 Å mientras el del hierro es de 2,58 Å (Ref. 4). Lo anterior implica que el hidrógeno entra en solución sólida intersticial en el hierro, tal como lo hacen el nitrógeno y el carbono (con diámetros, respectivamente, de 1,4Å y 1,54Å), pero debido a su tamaño relativo a los espacios intersticiales de la celda y, por consiguiente, a la poca deformación que induce, el movimiento del hidrógeno dentro de la red cristalina se vuelve más sencillo que el presentado por los demás elementos.

La fuerza impulsora para la difusión del hidrógeno en acero es un gradiente de actividad que proviene de un gradiente de composición de hidrógeno, de un estado de esfuerzos no uniforme, o de una combinación de ambos. Para la difusión inducida por desuniformidad en los esfuerzos la velocidad del intersticial de hidrógeno es directamente proporcional al gradiente de deformación y al coeficiente de difusión (Ref. 14).

$$V = (D \cdot F) / (K \cdot T)$$

$$D = D_0 \cdot \exp \left(-Q / (R \cdot T) \right)$$

donde:

V es la velocidad de estado estable del átomo intersticial

F es la fuerza de atracción

D es el coeficiente de difusión

K es la constante de Boltzmann

T es la temperatura absoluta

Do es una constante del material

Q es la energía de activación

Datos obtenidos por Hobson (Ref. 15) para la difusión de hidrógeno en aceros de baja aleación fijan la ecuación de difusión $D = 0,0182 \cdot \exp^{(-6075/T)}$ equivalente a una energía de activación de 12 kcal. Sykes y colaboradores (Ref. 16) llegaron a la siguiente ecuación para hierro ferrítico: $D = 0.00076 \cdot \exp^{(-1150/T)}$ lo cual equivale a una energía de activación de 2 kcal. Otros investigadores (Ref. 14) han reportado valores entre un rango de 8 a 10 kcal para la difusión de hidrógeno en hierro alfa.

Troiano (Ref. 17) demostró que el agrietamiento retardado puede ocurrir sobre un amplio intervalo de esfuerzos aplicados y los datos obtenidos de pruebas de laboratorio con cargas sostenidas permiten afirmar que el comportamiento de aceros fragilizados con hidrógeno depende del nivel de esfuerzos, del tiempo y de la temperatura. Para un nivel de concentración de hidrógeno existe un esfuerzo crítico superior por encima del cual ocurre la falla sin demora en el tiempo. Para niveles de esfuerzos por debajo de un esfuerzo crítico inferior el hidrógeno es inocuo y la falla no ocurre. En niveles de esfuerzos intermedios, la falla ocurre después de cierto tiempo el cual se hace mas corto para mayores esfuerzos, razón por la cual se conoce como agrietamiento retardado.

El relativo corto tiempo de incubación de este tipo de grietas y el intervalo de temperaturas en el cual se ha observado el fenómeno de fragilización, sugieren que el átomo de hidrógeno es el único elemento intersticial cuya tasa de difusión en el acero es suficientemente grande para explicar este tipo de falla retardada. Si el hidrógeno es removido del material por cualquier medio, se restablece la ductilidad original del material y desaparecen los efectos fragilizantes. Este efecto fragilizador del hidrógeno también se puede presentar en el Titanio y aleaciones de Titanio, Vanadio, Columbio (Nb), Níquel y varias aleaciones con base en níquel.

Para resumir, entonces, el agrietamiento inducido por hidrógeno o retardado se presenta después de que el hidrógeno viaje por difusión a través del acero y se acumule en un lugar con un estado de esfuerzos determinado hasta llegar a un nivel de concentración suficiente. En otras palabras para que se inicie una grieta se debe contar con una combinación crítica de estado de esfuerzos y concentración de hidrógeno. No obstante lo expresado anteriormente, el mecanismo por el cual el hidrógeno y los esfuerzos interactúan para producir una grieta es todavía desconocido. Otros estudios han llevado a la conclusión de que en la ausencia de una microestructura susceptible, normalmente martensita, no sería posible la obtención de grietas inducidas por hidrógeno, tema éste que será ampliado en los numerales posteriores.

A continuación se presenta la explicación del porqué el hidrógeno se concentra favorablemente en ciertos lugares y no se distribuye uniformemente en todo el material lo cual sería más lógico desde el punto de vista de alcanzar un equilibrio del sistema en cuanto a concentración de hidrógeno.

2.2.2 Zonas de triaxialidad de esfuerzos y propagación de las grietas

Está científicamente comprobado que los materiales no tienen estructuras cristalinas perfectas y que por el contrario contienen una población de finas grietas o defectos los cuales son denominados como cavidades, grietas de Griffith, microgrietas, apilamiento de dislocaciones, etc., las cuales son de gran tamaño cuando se comparan con el parámetro de la red cristalina y tienen el efecto de concentrar e incrementar los esfuerzos alrededor de ellas.

Las entallas en un material generan dos esfuerzos transversales adicionales al esfuerzo longitudinal que no son uniformes, tal como se ilustra en la figura 3, y producen un estado triaxial de esfuerzos que se vuelve máximo en un punto mas allá del borde de la entalla. Morlet, Johnson y Troiano (Ref. 18) desarrollaron una teoría de esfuerzos triaxiales la cual asume que la fragilización se ocasiona por la concentración de hidrógeno cerca de estas cavidades. Su teoría predice que en la región de máximos esfuerzos triaxiales cerca de una cavidad o de un incrementador de esfuerzos, se encontrará una concentración de hidrógeno atómico en solución que excede el nivel de los alrededores en equilibrio. Dicha concentración de hidrógeno en la cavidad es inocua; se requiere de una cantidad crítica de esfuerzos para causar que este hidrógeno se vuelva crítico o perjudicial.

La fuerza impulsora para la difusión de hidrógeno dentro de esta región es inducida por el gradiente de esfuerzos creado por la zona de esfuerzos triaxiales, lo cual sugiere que se necesita de un estado de esfuerzos no uniforme para la formación de grietas inducidas por hidrógeno. La nucleación de la grieta ocurre cuando la concentración de hidrógeno alcanza una concentración crítica en la zona de máximos esfuerzos triaxiales que posibilita que la grieta se incremente hasta esta zona; se interrumpe el crecimiento de la grieta momentáneamente hasta que el hidrógeno vuelve a viajar por difusión al frente de la grieta expandida hasta alcanzarse, nuevamente, una concentración de hidrógeno crítica. La

Un método común para estudiar la fragilización por hidrógeno es cargar unas probetas entalladas con una cantidad conocida de hidrógeno, someterlas a diferentes esfuerzos en una máquina que les induzca una carga continua y determinar el tiempo para la falla. Cuando se grafica el esfuerzo aplicado contra el tiempo para la fractura de un material con cierta concentración de hidrógeno se obtiene una curva similar a la ilustrada en la figura 4. Observe que en la curva existen el esfuerzo crítico superior por encima del cual la falla es inmediata, el esfuerzo crítico inferior por debajo del cual no existirá falla a pesar del tiempo de aplicación de la carga y una región central donde el tiempo para la falla se hace menor cuando mayor es el esfuerzo aplicado.

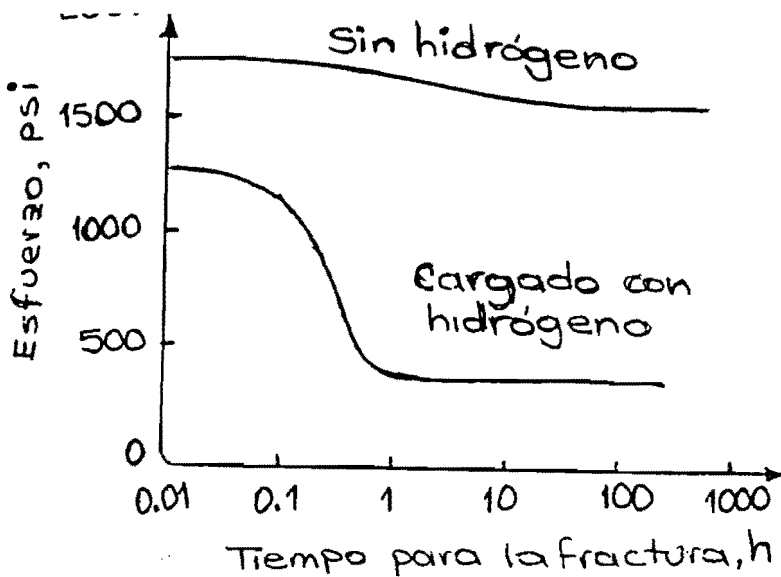


Figura 4. Curva de agrietamiento inducido por hidrógeno (agrietamiento retardado) o curva de fatiga estática.

La similitud de la curva de agrietamiento retardado con las curvas de fatiga Esfuerzo-Número de ciclos (S-N) ha llevado a que se emplee el término de "fatiga estática" para referirse al fenómeno de grietas asistidas por hidrógeno (Ref. 19). En términos generales, el mínimo esfuerzo crítico o "límite de fatiga estática" se incrementa con la disminución del contenido de hidrógeno o con la disminución de la severidad o agudeza de la entalla.

2.3 LOCALIZACION DE GRIETAS INDUCIDAS POR HIDRÓGENO EN SOLDADURAS DE ACERO

Las grietas asistidas por hidrógeno en elementos soldados de acero, se pueden presentar en el metal fundido o en la zona afectada térmicamente dependiendo fundamentalmente de la composición química del metal base en relación con la composición química de la mezcla del metal fundido (se habla de mezcla porque generalmente se trata de una combinación por dilución del metal de aporte y del metal base, cuya proporción depende básicamente del proceso y del procedimiento de soldadura). Como ya se dijo, el metal fundido al estar en contacto directo con la atmósfera protectora proporcionada por el proceso de soldadura es el primero en absorber el hidrógeno atómico disociado que queda incorporado en el material después de la solidificación. A continuación se explicará porqué el hidrógeno puede quedarse concentrado en el metal fundido o viajar hasta la zona afectada por el calor del metal base haciendo, de paso, que las grietas se generen en uno u otro de estos lugares.

Es raro que el hidrógeno esté intencionalmente presente en la atmósfera de soldadura ya que el proceso de soldadura de hidrógeno atómico, empleado en el pasado, entró en desuso y no se utiliza actualmente. Por consiguiente, en las únicas soldaduras en las que se pueden encontrar concentraciones de hidrógeno incluidas deliberadamente son aquellas en las que se utilizan electrodos con recubrimientos, parcial o totalmente, celulósicos (como por ejemplo las clasificaciones E6010 ó E7010 de la especificación AWS A5.1), los cuales contienen productos cuya combustión en el arco eléctrico suministra vapor de agua el cual se disocia en sus elementos básicos terminando en la presencia de hidrógeno en la atmósfera del arco en forma de iones H^+ .

Sin embargo, existen otras fuentes de hidrógeno que pueden aparecer para otros tipos de electrodos revestidos u otros procesos de soldadura, cuyo factor común es siempre a través de la disociación de agua por las temperaturas alcanzadas en el arco eléctrico; ésta puede estar presente en la forma de cristalización de agua de ciertos productos minerales usados en los recubrimientos o fundentes (es decir, agua combinada químicamente en el revestimiento que solo se puede eliminar a temperaturas superiores a los 400°C) (Ref. 20) o por la humedad absorbida por estos recubrimientos o fundentes durante su manufactura, secado, manejo o almacenamiento. Finalmente, se puede mencionar el efecto de un ambiente húmedo o empapado de agua que actúe directamente como consecuencia de una mala técnica o por accidente, tal como puede suceder en procesos con pistolas refrigeradas con agua (usadas en procesos GTAW, GMAW, etc.) o con un clima que ocasione una lluvia súbita durante la aplicación de las soldaduras.

2.3.1 Solubilidad y el concepto de hidrógeno difusible

El hidrógeno ionizado proveniente de cualquiera de estas fuentes es soluble en el hierro o acero en estado líquido y esta solubilidad se desvanece cuando se disminuye la temperatura no solamente durante el paso de estado líquido al sólido, marcada por una significativa discontinuidad, sino también durante las transformaciones de fase que se presentan durante el enfriamiento.

La variación de la solubilidad del hidrógeno en el hierro o acero líquido y en sus diferentes transformaciones alotrópicas se ilustra en la figura 5 la cual se conoce con el nombre de Curva de Sieverts. De esta curva se puede observar que el hierro líquido tiene una solubilidad relativamente grande y se disminuye bruscamente durante la solidificación en hierro δ , posteriormente su solubilidad aumenta en la transformación a austenita o hierro γ y vuelve a disminuir en la transformación a ferrita o hierro α . Para cada una de las diferentes estructuras la

difusión de hidrógeno disminuye con un decremento en la temperatura. La curva de Sieverts proporciona información sobre la solubilidad de hidrógeno en el hierro o el acero en condiciones de equilibrio por lo que debe ser usada cualitativamente para el caso de la soldadura donde se está lejos de dichas condiciones.

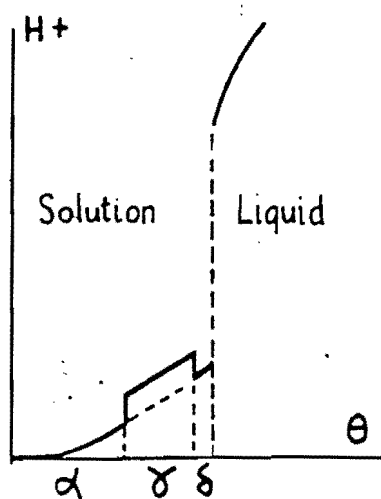


Figura 5. Influencia de la solidificación y de las transformaciones alotrópicas del hierro en la solubilidad de hidrógeno (Curva de Sieverts).

El proceso de solidificación y de enfriamiento tan rápido asociados con la técnica de la soldadura mantiene un exceso de hidrógeno en el metal líquido ahora sólido dando lugar a porosidades durante la solidificación si hay suficiente tiempo para que el gas se colecte y se revierta en hidrógeno molecular (H_2) o al mantenimiento de hidrógeno en el metal sólido en solución sobresaturada en forma de iones H^+ .

El hidrógeno presente en el metal solidificado a temperatura ambiente tiende a escapar al exterior por difusión a través de la superficie con relación al tiempo hasta un límite correspondiente al denominado "hidrogeno difusible", tal como se ilustra en la figura 6 para diferentes temperaturas.

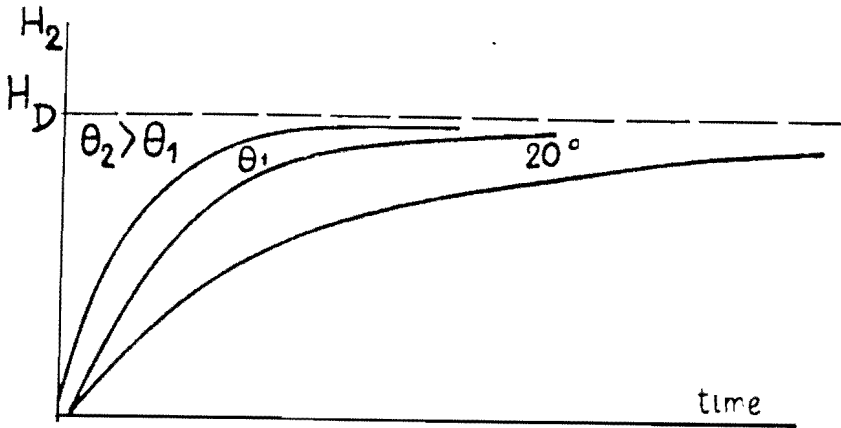


Figura 6. Evolución del hidrógeno en función de la temperatura y del tiempo.

Conviene aclarar la diferencia entre el significado de dos niveles de hidrógeno que se pueden encontrar normalmente en la literatura técnica, los cuales son los siguientes: nivel de hidrógeno potencial y nivel de hidrógeno en el metal de soldadura (Ref. 21).

Nivel de hidrógeno potencial: este tipo de medición revela la cantidad de hidrógeno que está potencialmente para la absorción por el metal fundido durante la soldadura. Esta medición, provee, entonces, un medio para caracterizar la calidad de un consumible de soldadura con respecto al hidrógeno antes de poner en uso dicho consumible.

Nivel de hidrógeno en el metal de soldadura: este tipo de medición revela la cantidad de hidrógeno absorbido por el metal fundido durante la soldadura. Este valor es mucho más utilizado que las mediciones de hidrógeno potencial para caracterizar los consumibles de soldadura.

La medición del hidrógeno difusible obtenida por el calentamiento de una pieza de prueba soldada sirve como base para la clasificación de productos de soldadura y para la comparación de los procesos y procedimientos de soldadura. El resultado generalmente se expresa en mililitros de hidrógeno por cada cien gramos de metal depositado o metal de soldadura (metal depositado + metal base), es decir en unidades de ml/100g. Para dar un orden de magnitud, en la figura 7 (Ref. 22) se presentan los contenidos de hidrógeno para varios procesos y estados de productos de soldadura. Por otro lado, en la figura 8 (Ref. 23) se ilustra la distribución del perfil de hidrógeno en el metal solidificado para los casos de electrodos básicos y rutilicos como una función de la distancia desde el cráter de la soldadura. La reducción significativa del nivel de hidrógeno que se muestra en la curva una vez ha pasado el arco se debe principalmente a pérdidas de hidrógeno por difusión a través de las superficies hacia el ambiente. En dicha gráfica se presenta el contenido de hidrógeno en función del metal depositado que corresponde al peso de metal de aporte adicionado a la junta y en función del metal fundido que incluye el anterior mas el metal base que se alcanza a fundir durante la soldadura. Tomando mediciones de la junta antes de depositar la soldadura y realizando un macroataque y una medición de las secciones transversales de la unión soldada se pueden determinar tanto el metal depositado como el metal fundido (Ref. 24). Observe también que en la figura se muestra que el nivel de hidrógeno es mayor para el metal depositado que para el metal fundido, lo cual puede ser debido a que la cantidad de metal fundido siempre es mayor y a que los niveles de hidrógeno del metal base son, por lo general, muy bajos para que se pueda pensar en aportes significativos por este lado.

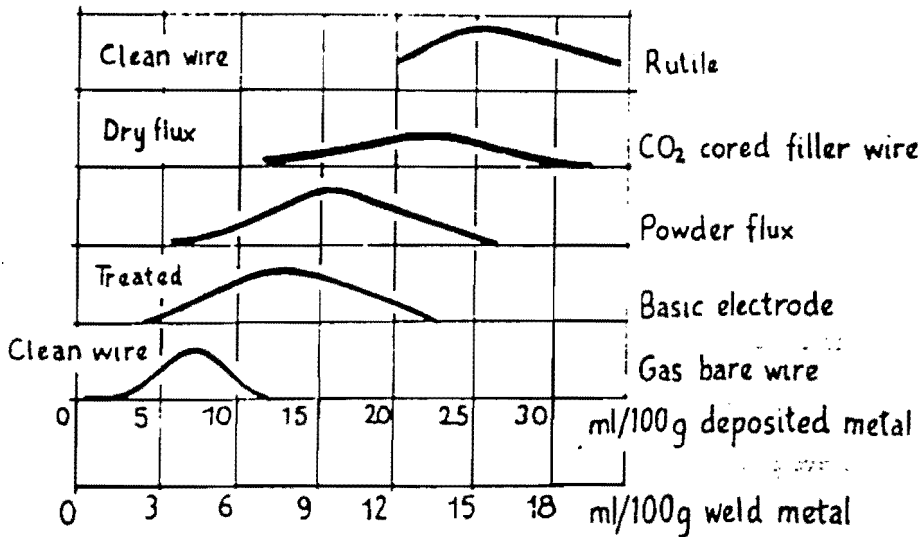


Figura 7. Efecto del proceso de soldadura en la magnitud del contenido de hidrógeno.

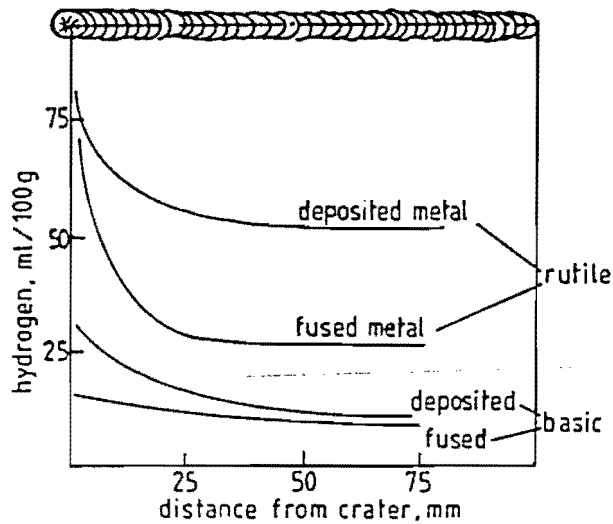


Figura 8. Distribución de H medida como función del tipo de electrodo y la distancia desde el cráter de la soldadura.

Considerando dichas pérdidas en términos del tiempo y la temperatura, es claro que si se desean llevar a cabo pruebas mecánicas del metal de soldadura (en especial ensayos de tracción) es necesario establecer un estado de referencia de los cupones de prueba mediante un tratamiento térmico cuyo propósito es aliviar el hidrógeno difusible para evitar el efecto del mismo en las propiedades mecánicas durante el ensayo de tracción. Al respecto la norma francesa A81.301 especifica para la evaluación de propiedades de metales de aporte realizar un tratamiento de las probetas de tracción a 250°C durante 2 horas.

2.3.2 Difusividad del hidrógeno en el hierro o el acero

Como se indicó anteriormente, el hidrógeno en solución supersaturada tiende a moverse dentro del metal de soldadura por difusión en estado sólido y puede llegar a establecerse en el mismo metal de soldadura o en la zona afectada por el calor del metal base. El proceso de difusión que arranca tan pronto comienza el enfriamiento y continua después; está influenciado, por un lado, por el contenido inicial de hidrógeno al final del enfriamiento y, por otro lado, por la diferencia en el coeficiente de difusión entre la austenita y la ferrita ya que, como se ilustra en la figura 9 (Ref. 5), el hidrógeno se difunde mas fácilmente en la ferrita que en la austenita.

Como se puede deducir de las curvas mostradas en las figuras 5 y 9 la transformación de fase del hierro o del acero de austenita a ferrita conlleva a un decremento en la solubilidad del hidrógeno en dichos materiales y a un incremento en la difusividad o coeficiente de difusión de este intersticial.

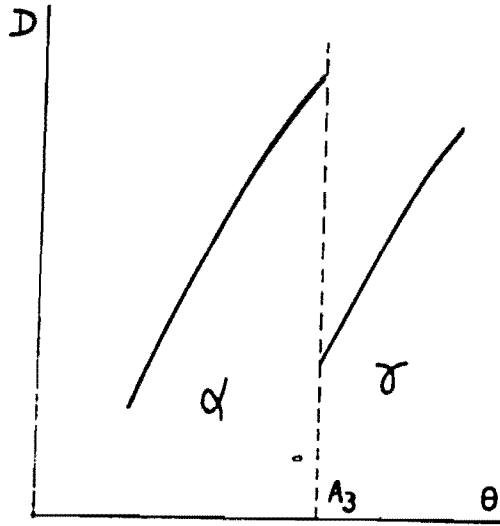


Figura 9. Difusividad de hidrógeno en ferrita y austenita (coeficiente de difusión).

2.3.3 Grietas en la zona afectada térmicamente

Para explicar el proceso del paso del hidrógeno atómico hacia la zona afectada por el calor del metal base a través de la línea de fusión se requiere considerar una sección longitudinal de un cordón de soldadura durante su aplicación y la influencia que tienen las posiciones relativas de las isothermas de transformación de la austenita en diferentes subproductos entre el metal soldado (T_F) y el metal base en la zona afectada térmicamente (T_B), tal como se ilustra a continuación en la figura 10.

Cuando el metal de soldadura o más exactamente el metal fundido experimenta una transformación perlítica durante la soldadura debido a su composición química, la cual se da a una temperatura $T_{F(P)}$ relativamente alta, mientras que el metal base experimenta una transformación martensítica, a una temperatura relativamente baja, las isothermas $T_{F(P)}$ y $T_{B(Ms)}$ están desfasadas en la dirección

longitudinal como se muestra en la figura 10. Existe, entonces, una diferencia de tiempo AB durante el cual la línea de fusión separa el metal de soldadura ferrítico-perlítico, donde la solubilidad de hidrógeno se disminuye drásticamente (curva de Sieverts), de la zona afectada del metal base todavía en estado austenítico y con una concentración muy baja de hidrógeno razón por la cual cuenta con una capacidad relativamente alta para absorber hidrógeno. El resultado es un mecanismo de difusión de hidrógeno del metal fundido hacia el metal base activado por las diferencias de solubilidad y de concentración en uno u otro lado de la línea de fusión.

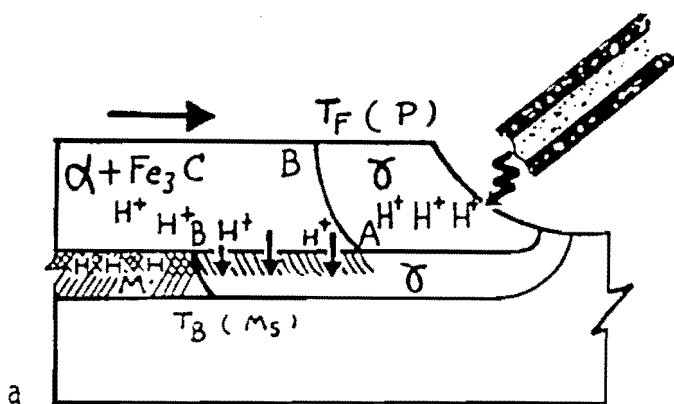


Figura 10. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base de mayor templabilidad que el metal fundido.

Debido a que el coeficiente de difusión de hidrógeno en solución en la austenita es mucho menor que en la ferrita, dicho hidrógeno no se difunde profundamente dentro de la matriz del metal base transitoriamente en estado austenítico, por lo que llega cargado con hidrógeno concentrado en una capa estrecha de la zona afectada por el calor al encuentro con la isoterma de transformación $T_{B(Ms)}$.

En este punto es cuando ocurre la transformación martensítica de la austenita enriquecida en hidrógeno y se reúnen las condiciones de una concentración de hidrógeno y una microestructura que, como la martensita, son la base para la formación del agrietamiento en frío. De acuerdo con lo anterior, para el caso de un metal base con una templabilidad superior que el metal de aporte o que la mezcla que compone el metal fundido (lo cual depende básicamente de sus respectivas composiciones químicas) la localización de una eventual grieta en frío estará, lógicamente, en alguna parte de esa estrecha franja de la zona afectada por el calor del metal base. Por este motivo, es común encontrar en la literatura técnica que a este tipo de grietas se les denomine como “grietas debajo del cordón” (proveniente del inglés “underbead crack”).

2.3.4 Grietas en el metal de soldadura

Si el metal fundido tiene una templabilidad superior a la del metal base, como se esquematiza en la figura 11, éste experimentará una transformación martensítica en el punto A, en una temperatura $T_{F(Ms)}$ relativamente baja, y en todo caso después de que ocurre la transformación del metal base en el punto B a una temperatura $T_{B(P)}$, especialmente si esta última transformación es perlítica. Como el metal fundido todavía es austenítico puede retener el hidrógeno en solución sólida, puesto que presenta una baja difusividad de hidrógeno y, adicionalmente, debido a la baja solubilidad del hidrógeno en la ferrita no existe difusión de este elemento hacia el metal base a través de la línea de fusión entre los puntos A y B, quedando todo el hidrógeno concentrado en el metal fundido. De esta manera, cuando el metal fundido con una alta concentración de hidrógeno se transforma en martensita en el punto A, se combinan los factores para que se pueda presentar el fenómeno de agrietamiento en frío en el metal fundido, sin que exista riesgo de que aparezca en la zona afectada térmicamente del metal base.

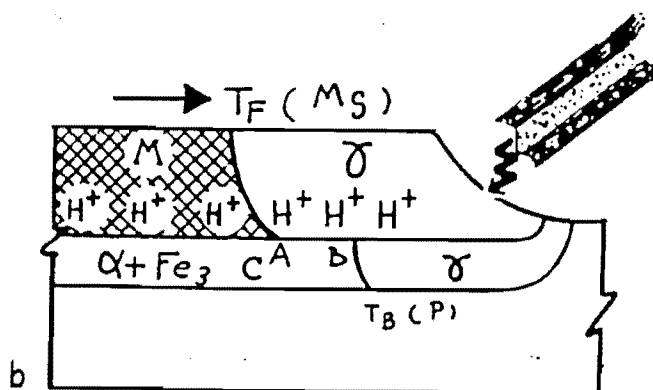


Figura 11. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base de menor templabilidad que el metal fundido.

Entre los casos descritos en las figuras 10 y 11 se puede presentar en teoría una situación donde el metal de soldadura o metal fundido y el metal base tengan la misma templabilidad, lo cual significaría que ambos pueden ser afectados por la fragilización por hidrógeno y, por consiguiente, en ambos lugares puede existir riesgo de agrietamiento en frío, aunque debido a la baja difusividad de hidrógeno en la austenita y a que el metal base generalmente puede no contar con niveles de hidrógeno significativos, las probabilidades de agrietamiento se inclinan a favor del metal fundido.

Finalmente, en la figura 12 se ilustra lo que pasa cuando se utiliza un metal de aporte austenítico para soldar un metal base endurecible o de alta templabilidad. En vista de que el metal fundido permanece austenítico hasta el final del enfriamiento (por lo tanto inmune al agrietamiento en frío), no existe una transformación que modifique la solubilidad de hidrógeno y, consecuentemente,

no hay difusión de hidrógeno hacia la zona afectada térmicamente por lo que no hay posibilidad de fragilización de dicha zona. Por este motivo, en algunas situaciones se utilizan los metales de aporte austeníticos de manera exitosa para soldar aceros susceptibles al agrietamiento en frío, sin embargo es necesario evitar una excesiva dilución ya que esto volvería el metal fundido más o menos martensítico y de esta manera susceptible a la fragilización por hidrógeno.

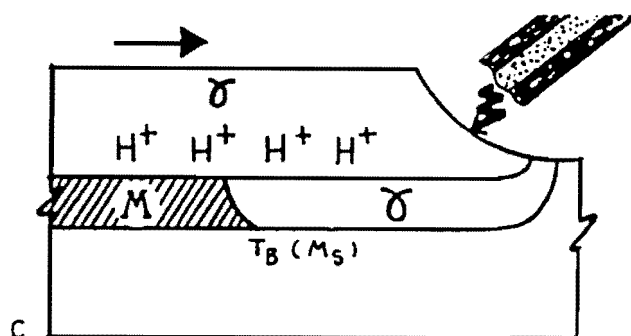


Figura 12. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno durante la ejecución de la soldadura de un metal base endurecible con un metal fundido austenítico.

Todos los aspectos explicados anteriormente, le permiten al ingeniero de soldadura predecir, con base en el conocimiento de los metales involucrados en la ejecución de una junta soldada por fusión, en cuales lugares de la unión se podrían presentar las grietas inducidas por hidrógeno lo cual es de interés tanto en el campo de la inspección, ya que se puede enfocar la detección de defectos mediante ensayos destructivos o no destructivos en estos lugares, como en el campo del análisis de falla ya que puede convertirse en una ayuda durante la caracterización de cierto tipo de grieta con base en su ubicación; igualmente, si

se toma en consideración el objetivo del presente trabajo, esta información se constituye en una herramienta fundamental para el desarrollo de procedimientos de soldadura seguros.

2.4 FACTORES QUE INFLUYEN EN EL HIC EN SOLDADURAS

En este numeral se presentarán de manera cualitativa los factores que tienen influencia en la formación del fenómeno de agrietamiento asistido por hidrógeno en soldaduras de acero. Se tratará principalmente el papel que desempeñan el nivel de hidrógeno, la restricción de las soldaduras, las condiciones de soldadura, las composiciones químicas del metal de aporte, las microestructuras del metal base y el precalentamiento.

2.4.1 Efecto del nivel de hidrógeno

Para realizar estudios del efecto del nivel de hidrógeno sobre el agrietamiento en frío es necesario inducir cierta cantidad de este elemento a través de la atmósfera de la soldadura y, posteriormente, medir mediante un ensayo de laboratorio la cantidad de hidrógeno difusible en una probeta extraída del metal de soldadura (Ref. 14). Existen varias formas en las que se puede introducir hidrógeno en la atmósfera protectora tales como mezclar directamente hidrógeno gaseoso molecular en la mezcla del gas en procesos con protección gaseosa, hacer pasar el gas a través de agua antes de llegar al arco eléctrico, utilizar electrodos con recubrimientos celulósicos, entre otros. Debido a la dificultad existente en obtener resultados comparativos entre los métodos para determinar el nivel de hidrógeno difusible, es necesario que durante una investigación se seleccione un método aplicable y se evalúen los resultados de manera relativa.

Para soldaduras comerciales de aceros susceptibles al agrietamiento retardado o inducido por hidrógeno es deseable conocer el contenido de hidrógeno del metal de soldadura o del metal base que puede ocasionar grietas bajo ciertas condiciones preestablecidas de soldadura, sin embargo este problema es uno de los tantos que todavía no ha sido resuelto de manera práctica. Los trabajos de investigación llevados a cabo hasta el momento indican que la susceptibilidad al agrietamiento en frío se incrementa con el aumento en el contenido de hidrógeno de la atmósfera de la soldadura, el cual es proporcional al hidrógeno difusible que queda en el metal fundido. La cantidad de hidrógeno libre (H_2) o combinado (H_2O) en la atmósfera de soldadura actúa de manera acumulativa en el intervalo de concentraciones de 0 al 6% de hidrógeno, lo cual indica que la susceptibilidad al agrietamiento retardado se incrementa hasta un límite máximo el cual está cercano a atmósferas con un 6% de concentración de hidrógeno (Ref. 14). En la figura 13 se ilustra el efecto de la concentración de hidrógeno en la atmósfera de soldadura sobre la sensibilidad al agrietamiento de un acero HY-80, la cual fue obtenida por Interrante y Stout.

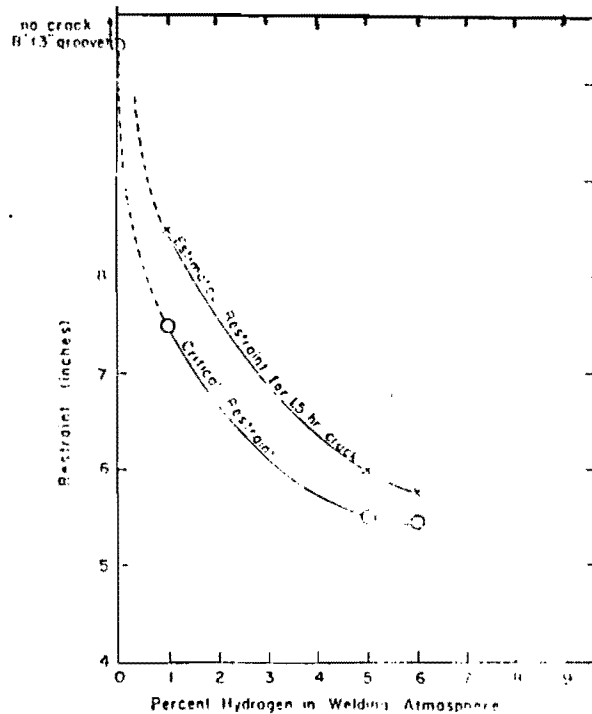


Figura 13. Efecto de la concentración de hidrógeno en la atmósfera de soldadura sobre la sensibilidad al agrietamiento de un acero HY-80.

Durante esta investigación Interrante y Stout (Ref. 14) llegaron a la conclusión de que la susceptibilidad al agrietamiento era proporcional al contenido de hidrógeno de la atmósfera de la soldadura independientemente de la fuente o de la forma en la cual se introdujo la concentración requerida de hidrógeno.

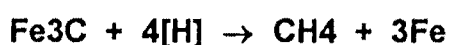
2.4.2 Efecto de la microestructura

El metal base adyacente a la soldadura es conocido como la zona afectada por el calor (ZAT); esta zona es calentada durante la soldadura desde temperaturas inferiores a A_{c1} hasta temperaturas por encima de la transformación austenítica y es sometida posteriormente a un rápido enfriamiento el cual, dependiendo de la composición química del material, del espesor del elemento soldado y del procedimiento de soldadura, puede aumentar su dureza durante dicho proceso. Cerca de la línea de fusión, la ZAT es sometida a una temperatura suficientemente alta para que se produzca un tamaño de grano grueso, ya que en estas condiciones existe mucha disponibilidad de energía para activar o estimular el crecimiento. Esta región de exposición a alta temperatura, como consecuencia de su grano grueso, no solamente es mas templeable sino que también es la menos dúctil de las regiones que se forman en el metal base ya que en esta región se pueden obtener microestructuras duras (martensita) con un tamaño de grano grueso. Por este motivo, la región de grano grueso de la ZAT es la zona de mayor riesgo para la formación y crecimiento del agrietamiento inducido por hidrógeno.

El incremento en el tamaño de grano reduce efectivamente las temperaturas de transformación de tal manera que en aceros con altos equivalentes en carbono (CE) se incrementa la fracción volumétrica de productos de transformación de baja temperatura, tales como martensita y placas de Widmanstätten. La alta

densidad de dislocaciones asociada con estos productos, junto con el endurecimiento obtenido por la presencia de carburos de hierro finos, resultan en la obtención de una matriz dura de baja ductilidad.

Existe una teoría de que la presencia de hidrógeno puede causar la decohesión de las partículas de cementita de la matriz de ferrita, una intercara que se considera como muy bien ligada, es decir, que tiene una energía de adhesión bastante alta (Ref. 25). Una explicación del porqué el hidrógeno disminuye de manera tan efectiva la energía de adhesión es por la reacción que se genera cuando los átomos de hidrógeno entran en contacto con la cementita:



De acuerdo con esta reacción se requieren muy pocas cantidades de hidrógeno para producir finas capas de CH_4 y, de esta manera, reducir la energía superficial (γ) casi a cero. Ya que la formación del carburo de hierro ocurre principalmente en los límites de grano, lugares preferenciales para el hidrógeno, esta reacción provee una explicación para la ruptura de los límites de grano asociada con el agrietamiento en frío.

Para resumir, entonces, una microestructura que se considere susceptible al agrietamiento inducido por hidrógeno debe contener: (1) granos duros que consistan básicamente de martensita; (2) un tamaño de grano austenítico previo grueso; (3) una alta densidad de dislocaciones; y (4) partículas de carburos en los límites de grano.

Microestructuras más blandas se pueden obtener utilizando un acero con menos contenido de carbono y elementos de aleación para reducir la templabilidad de la ZAT. Por otro lado, la aplicación de cordones grandes, espesores delgados,

entradas de calor altas y el precalentamiento pueden reducir la severidad del temple de la ZAT durante la soldadura.

Es posible proponer ciertos valores arbitrarios de niveles de dureza críticos debajo de los cuales existe un riesgo muy bajo de agrietamiento. Si los procedimientos de soldadura pueden ser seleccionados de una manera tal que la dureza no excede los valores críticos el ingeniero de soldadura cuenta con la herramienta para aplicar soldaduras sin riesgo de agrietamiento. La selección de la dureza crítica depende de cierto número de factores como el tipo de acero, el nivel de hidrógeno, la intensidad de restricción (esfuerzos) y las condiciones de servicio.

Respecto a este tema el código AWS D1.1 Structural Welding Code - Steel, en su anexo XI (información mandatoria), contiene dos métodos alternativos para determinar temperaturas de precalentamiento o condiciones de soldadura, uno de los cuales es un método de control de dureza de la ZAT el cual asume, basado en pruebas de laboratorio, que una soldadura en filete no se agrietará si la dureza Vickers de la ZAT es menor que 350 HV, aún con electrodos de alto hidrógeno; con electrodos de bajo hidrógeno se pueden tolerar durezas hasta de 400 HV sin riesgo de agrietamiento en frío.

La microestructura producida en cualquier acero depende esencialmente de los siguientes factores: (1) de la tasa de enfriamiento a través del intervalo de temperaturas de transformación del acero en cuestión; (2) de la composición química y la templabilidad del acero; y (3) del tamaño de grano austenítico antes de la transformación.

La tasa de enfriamiento es controlada por la entrada de calor suministrada durante la soldadura, por la temperatura inicial de las partes por unir, por los espesores de los elementos considerados desde el punto de vista de la soldadura

(que suministran las diferentes rutas de evacuación de calor) y por la geometría de la junta.

La templabilidad del acero es controlada por la composición química del acero y una forma muy útil de describir la templabilidad es evaluar la contribución total que tiene cada elemento en la misma, lo cual es hecho por fórmulas empíricas conocidas como valores de Equivalente en Carbono (CE), fórmulas que tienen en cuenta los elementos importantes que tienen efecto en la templabilidad.

El producto de transformación de la austenita más susceptible al agrietamiento inducido por hidrógeno es la martensita. Lo anterior es consecuencia de dos fenómenos metalúrgicos: (1) cuando está sucediendo la transformación de la austenita, ésta se va enriqueciendo cada vez mas en hidrógeno y de esta manera la martensita, formada a las más bajas temperaturas, se origina a partir de una madre austenítica enriquecida en hidrógeno incrementando el riesgo de grietas en frío; y (2) la martensita es una microestructura ampliamente deformada con una gran cantidad de dislocaciones, lugares favorables para la acumulación del hidrógeno difusible; el hidrógeno parece que también tiende a concentrarse entre los listones de martensita o entre los límites de sus maclas. Se puede afirmar que mientras mayor sea el contenido de carbono de la martensita tanto mayor será su dureza y, por consiguiente, su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno.

2.4.3 Efecto de los esfuerzos residuales y la restricción

Está comprobado que las uniones soldadas dan como resultado la aparición de esfuerzos residuales cuya magnitud de alguna manera esta asociada con la restricción de la junta durante su ejecución. El papel de los esfuerzos se estudia mediante una serie de ensayos de agrietamiento por hidrógeno tales como el

ensayo de restricción de Lehigh, el ensayo de Tekken, el ensayo de severidad térmica controlada, el ensayo de agrietamiento cruciforme, entre otros (Ref. 26).

Los esfuerzos son formados por la contracción térmica del metal de soldadura y del metal base y se tienen que acomodar mediante una deformación de la unión. En estructuras rígidas la magnitud de los esfuerzos residuales es intensificada por la restricción impuesta durante la soldadura por los diferentes elementos de la junta. Estos esfuerzos se concentran en el pie y en la raíz de la soldadura y también en las entallas constituidas por defectos de soldadura o cambios bruscos en la junta (discontinuidades locales de carácter geométrico), de aquí que éstos sitios sean preferenciales para la formación de grietas inducidas por hidrógeno. Cuanto mayor es el grado de deformación tanto mayor será el riesgo de agrietamiento en frío de una microestructura dada. En términos generales, el tiempo de fractura para una concentración dada de hidrógeno es inversamente proporcional al nivel de restricción.

Las características esenciales de la formación de esfuerzos residuales en soldadura son: (1) los esfuerzos residuales resultan del impedimento para la contracción térmica que sigue a continuación de la deformación plástica de una zona calentada localizadamente; (2) los esfuerzos residuales aparecen desde el principio del enfriamiento y alcanzan un máximo cuando se completa dicho enfriamiento, como se observa en la figura 14; y (3) mientras mayor sea la prevención de distorsión o deformación, es decir mientras mayor sea la intensidad de restricción, mayor será la magnitud de los esfuerzos residuales sin que se llegue a sobrepasar el límite elástico del metal en el que residirán.

El esfuerzo que actúa sobre una soldadura es función del tamaño de la soldadura, la geometría de la junta, el ajuste de la unión durante el ensamble ("fit-up"), el procedimiento de soldadura, la secuencia de aplicación de los pases de



soldadura, la intensidad de la restricción y las resistencias a la cedencia del metal base y del metal de soldadura.

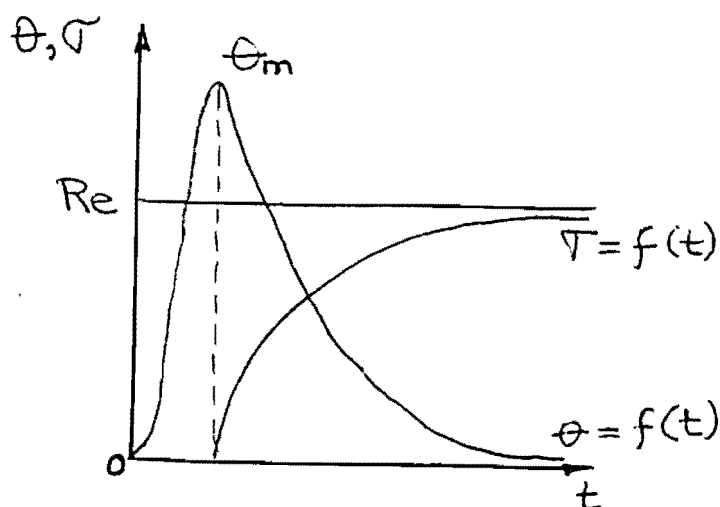


Figura 14. Establecimiento de los esfuerzos residuales desde la máxima temperatura (cero esfuerzo) hasta el enfriamiento (máximo esfuerzo, a lo sumo igual a la resistencia e la cedencia Re).

Debido a la gran cantidad de configuraciones posibles, no existe hasta el momento una manera práctica de cuantificar el nivel de esfuerzos tomando en consideración todas las variables citadas anteriormente. No obstante, se puede afirmar que en una junta donde la geometría y material del metal base se encuentren ya definidos, se pueden reducir el nivel de esfuerzos mediante un buen ajuste (abertura de raíz) y mediante la selección del metal de aporte con la resistencia mas baja permitida por el diseño.

Los esfuerzos aplicados externamente a una soldadura después de su aplicación pueden sumarse a los esfuerzos residuales y en este sentido incrementan el riesgo de agrietamiento. Los esfuerzos residuales y las distorsiones asociados con la soldadura no solamente tienen efectos en la susceptibilidad al agrietamiento en frío, sino que también participan en los siguientes fenómenos y

comportamientos del acero: agrietamiento en caliente, desgarre laminar (ver numeral 2.5.3), inestabilidad dimensional durante labores de mecanizados, comportamiento mecánico (inestabilidad de elementos a compresión en el intervalo elástico o pandeo), corrosión por esfuerzos, participación en procesos de fractura (frágil o por fatiga) como se explica en los numerales 2.5.1 y 2.5.2, etc.

2.4.4 Efecto de las condiciones de soldadura y del post-calentamiento

El agrietamiento en frío no ocurre inmediatamente después de que el elemento soldado se ha enfriado a temperaturas en las cuales él contiene mas hidrógeno que el que su solubilidad le permite. La concentración de hidrógeno en las áreas donde se inician favorablemente las grietas es una función del tiempo. Como ya se ha dicho, Troiano demostró que la concentración de hidrógeno se incrementa con el tiempo en la zona de máximos esfuerzos residuales en las cuales, después de alcanzarse el equilibrio, se tendrá una mayor concentración que en las zonas del metal circundante.

Durante el ciclo de soldadura, la zona afectada por el calor está sometida a temperaturas en las cuales la difusión de hidrógeno atómico es ampliamente acelerada y, aunque el tiempo a estas elevadas temperaturas es limitado por la misma naturaleza del ciclo térmico de la soldadura, tiene suficiente duración para que la zona del metal base cercana a la línea de fusión tenga una concentración de hidrógeno igual o superior al encontrado en el metal fundido.

En la figura 15 (Ref. 14) se ilustran las diferentes trayectorias de escape de hidrógeno de un cordón de soldadura con una concentración de hidrógeno que excede tanto la concentración de equilibrio como la concentración de su zona afectada térmicamente. La concentración de hidrógeno del metal de soldadura (H_2) disminuye con el tiempo mientras la concentración en el metal base circundante se incrementa ligeramente con el tiempo desde la soldadura. El

elemento soldado cargado de hidrógeno libera parte de este elemento a la atmósfera y otra parte al metal base adyacente hasta alcanzar el equilibrio. Como ya se dijo, la zona de grano grueso de la zona afectada térmicamente y las regiones altamente esforzadas cercanas a cavidades o discontinuidades tienen mas afinidad por el hidrógeno y, cuando se alcanza el equilibrio, la concentración de hidrógeno en estas zonas es mayor que el encontrado en el metal vecino.

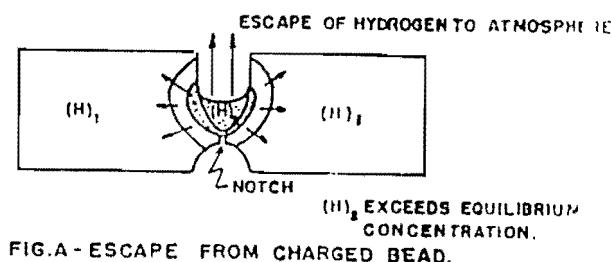


FIG.A - ESCAPE FROM CHARGED BEAD.

Figura 15. Trayectorias de escape de hidrógeno de un pase de soldadura.

En la figura 16 (Ref. 14) se ilustra como el hidrógeno tiende a incrementarse en las zonas altamente esforzadas (como la entalla que ocasiona un pase de fondeo en la raíz de la junta) y a disminuirse en el metal base aledaño; también se muestran los cambios netos en la concentración en regiones de triaxialidad de esfuerzos como resultado de un proceso competitivo de difusión. Esta curva exhibe un nivel máximo que excede la concentración de hidrógeno en zonas altamente esforzadas inmediatamente después de la soldadura.

Una grieta se inicia si se alcanza un nivel crítico de concentración de hidrógeno en el metal. Mayores restricciones ocasionan un incremento de esfuerzos y con ésto la tasa de difusión de hidrógeno y de la concentración de equilibrio. Un mayor contenido de hidrógeno del metal base produce un nivel crítico de hidrógeno en tiempos más cortos a causa de que la trayectoria de difusión se

disminuye y, en este sentido, se requieren bajas restricciones para producir el nivel de hidrógeno crítico.

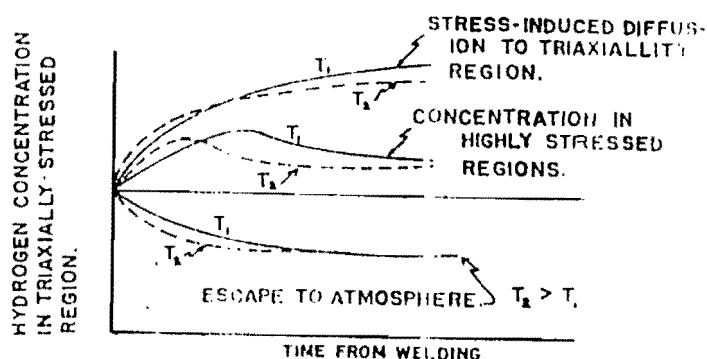


FIG. B - COMPETITIVE DIFFUSION PROCESS.

Figura 16. Proceso de difusión competitivo del hidrógeno en un pase de soldadura.

Lo anterior adquiere un significado práctico cuando se trata de procedimientos de soldadura que especifican la aplicación de varios pases (Ref. 14). El segundo pase de una soldadura de dos pases presentará una barrera para la trayectoria de escape de hidrógeno del primer pase. Cuando se aplican dos pases cargados con hidrógeno o, por llamarlos de alguna manera, "húmedos" (aplicados, por ejemplo, con electrodo E6010), el exceso de concentración de hidrógeno del pase de raíz cercano a la entalla no puede escapar tan fácilmente ya que existe un pase cargado de hidrógeno entre el primer pase y la atmósfera a la cual el hidrógeno tiene que escapar si se quiere evitar el agrietamiento. Por lo tanto, el nivel de esfuerzo crítico es mas bajo para una soldadura de dos pases húmedos que para el caso de una soldadura con un solo pase húmedo.

Un solo pase seco, es decir sin hidrógeno, no ocasionará agrietamiento aún en casos de grandes esfuerzos o de alta restricción. Cuando se deposita un pase seco después de aplicar un pase de raíz húmedo, la sensibilidad a las grietas en frío se disminuyen ya que el metal líquido seco absorbe hidrógeno del metal recalentado del pase húmedo. Cuando se deposita un pase de raíz seco y luego un pase húmedo el cual no está físicamente cerca del área de la entalla de altos esfuerzos en la raíz del cordón donde existen mas probabilidades de iniciación de la grieta; el hidrógeno tendría que atravesar todo el pase seco para alcanzar la región donde se podría iniciar la grieta. Ya que el segundo pase de soldadura tiene una superficie expuesta a la atmósfera la tasa de escape de hidrógeno es alta y la cantidad de hidrógeno que alcanza el área entallada de altos esfuerzos es muy baja.

Es importante advertir que los aspectos anteriores deben ser considerados por el lector de una manera cualitativa para evitar eventuales, pero erróneas, interpretaciones de que todo pase seco aplicado sobre un pase húmedo o de que un pase húmedo aplicado sobre un pase seco eviten totalmente el riesgo de agrietamiento inducido por hidrógeno. Debido a las múltiples y diferentes condiciones de soldadura que se pueden presentar en la práctica, no es posible generalizar e implementar una u otra solución mientras el ingeniero de soldadura no estudie y analice idóneamente las condiciones particulares de su problema.

Por otro lado, una herramienta que se ha utilizado como técnica de ayuda para el escape de hidrógeno a la atmósfera es el post-calentamiento, que consiste en la aplicación de calor a una soldadura para evitar que se enfríe y dejarla a cierta temperatura durante un tiempo determinado. Si la soldadura se deja enfriar antes del post-calentamiento, dicho tratamiento pierde totalmente sus propiedades de evitar el riesgo de agrietamiento en frío. Temperaturas de post-calentamiento inferiores a los 70°C y tiempos muy cortos a temperaturas de hasta 93°C realmente aceleran el agrietamiento antes que evitarlo. Cuando la temperatura y

los tiempos de sostenimiento se aumentan, el tiempo requerido para iniciar grietas por hidrógeno se incrementa progresivamente hasta que el agrietamiento se inhibe completamente. En la figura 17 se presenta un diagrama desarrollado por Stout e Interrante para estimar la temperatura de post-calentamiento requerida para evitar agrietamiento retardado en aceros aleados cuando se sueldan en atmósferas con diferentes concentraciones de hidrógeno. Dicho diagrama está efectuado con base en un tiempo de sostenimiento de una hora a la temperatura requerida seleccionada a partir del espesor.

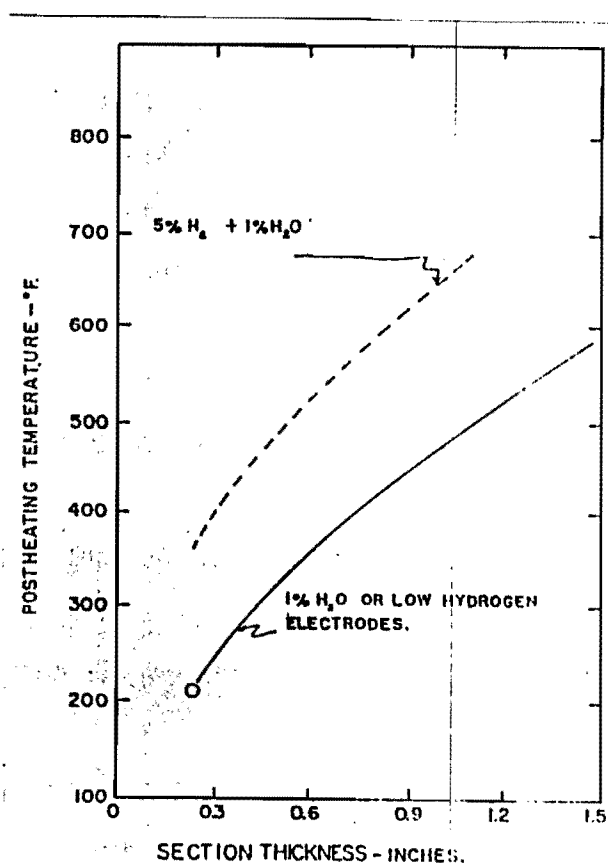


Figura 17. Diagrama para estimar temperaturas de post-calentamiento para evitar HIC con base en una hora de post-calentamiento.

2.4.5 Efecto de la composición química

De acuerdo con varias de las consideraciones dadas en los numerales anteriores respecto a las microestructuras más susceptibles para la formación de grietas en frío y de su relación directa con la composición química del metal base y su historia térmica durante la soldadura, es lógico pensar que mientras más elementos de aleación o, lo que es lo mismo, mientras mayor sea el equivalente en carbono del metal base, tanto mayor será su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno.

La composición química de los metales involucrados en una soldadura sirven de punto de partida para que el ingeniero de soldadura proyecte sus procedimientos sin riesgos de formación de grietas de acuerdo con las zonas más susceptibles que se generen (en el metal fundido o en el metal base o en ambos) como consecuencia del ciclo térmico de la soldadura y de acuerdo con los niveles de hidrógeno potenciales del proceso de soldadura seleccionado. En el numeral 3.2 se presenta un cubrimiento mayor sobre la utilización de la composición química para determinar condiciones de soldadura sin riesgo de agrietamiento en frío y para evaluar las durezas obtenibles en la ZAT después de la soldadura.

2.4.6 Efecto del precalentamiento

Para estudiar el efecto del precalentamiento en la susceptibilidad al agrietamiento en frío de una soldadura es conveniente tratar los efectos que tiene el empleo de esta técnica sobre el ciclo térmico de la soldadura y en su distribución de calor.

El precalentamiento sirve como un incrementador de energía y contribuye a aumentar el tiempo de enfriamiento evitando o reduciendo la transformación martensítica por exceder el correspondiente tiempo de enfriamiento crítico (100%

martensita) para el metal particular. No obstante, el papel del precalentamiento tiene otras connotaciones para que pueda ser un medio efectivo contra las grietas en frío, aún en el caso la transformación martensítica tome lugar. A parte del simple efecto de secar las piezas que se van a soldar (lo cual constituye una de las ventajas adicionales de la técnica), se considerarán los efectos que tiene el precalentamiento en la soldadura de aceros no solamente desde el punto de vista de la transformación martensítica, sino también desde el punto de vista de la evolución de los esfuerzos y el hidrógeno a lo largo del ciclo térmico con y sin precalentamiento, como se observa en la figura 18.

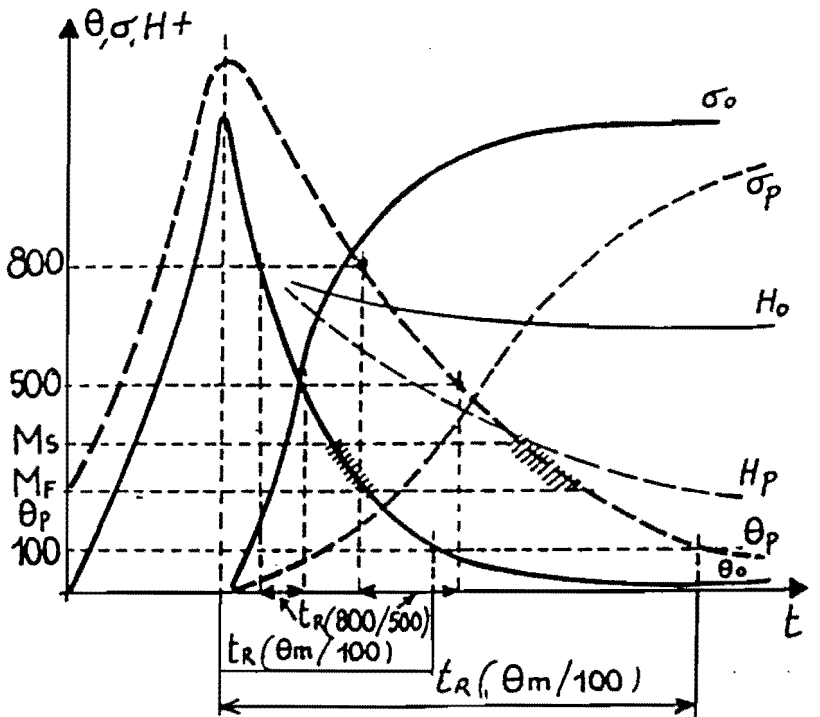


Figura 18. Evolución comparativa de temperaturas, esfuerzos e hidrógeno durante la soldadura sin precalentamiento (líneas sólidas y subíndices 0) y con precalentamiento (líneas discontinuas y subíndices P). El símbolo t_R designa el tiempo de enfriamiento entre dos temperaturas específicas (Ref. 5).

Con respecto a la transformación martensítica, ésta puede ser evitada por medio de incrementar el tiempo de enfriamiento si el acero se presta para ésto de acuerdo con su diagrama de transformación durante enfriamiento continuo o diagrama CCT. Independiente de que la transformación martensítica se presente, ésta ocurre entre las temperaturas M_s y M_f en un tiempo que tiende a ser aumentado por el precalentamiento (zona achurada en las curvas de la figura 18), haciendo que la transformación sea menos abrupta. Cuando no se puede evitar la transformación martensítica el precalentamiento no tiene de ninguna manera influencia en la dureza de la ZAT.

Los esfuerzos residuales que, como se explicó, se generan durante y hasta el final del enfriamiento, se ven retrasados para llegar a su máximo valor por el efecto del precalentamiento en aumentar el tiempo de enfriamiento entre la máxima temperatura y los 100°C , tal como se observa en las curvas del esfuerzo σ en la figura 18.

El hidrógeno presente escasamente tiene tiempo de difundirse durante el período de enfriamiento de una soldadura sin precalentamiento (para un contenido final de hidrógeno H_o); con el precalentamiento se da mas tiempo para su escape hasta un contenido final H_p menor que H_o . El resultado es que, aunque se produzca la transformación martensítica, el agrietamiento en frío puede ser evitado si el nivel de hidrógeno alcanza un valor suficientemente bajo en el momento en el que se genera el esfuerzo σ_p . En la ausencia de precalentamiento el esfuerzo σ_o se produce mas temprano mientras el contenido de hidrógeno H_o todavía es alto, incrementando la posibilidad de agrietamiento.

De esta manera, dependiendo de la naturaleza del acero, el papel de la técnica de precalentamiento tiene efectos provechosos en lo relacionado con la formación de martensita, la evolución de hidrógeno y la evolución de los esfuerzos, o según

el caso, en los últimos dos factores únicamente. En el primer caso no hay riesgo de agrietamiento en frío; en el segundo caso el riesgo es reducido.

2.5 OTROS EFECTOS DEL HIDRÓGENO EN SOLDADURAS DE ACERO

Las consecuencias de la presencia de hidrógeno en el acero, como ya se ha dicho, están asociadas con la fragilización de microestructuras duras (como la martensita), lo cual es la base del agrietamiento en frío de las soldaduras; sin embargo, el hidrógeno también fragiliza otras microestructuras como la ferrita, lo cual termina en la formación de “ojos de pescado” durante ensayos de tracción cuasi estáticos o “sombras blancas” durante la aplicación de esfuerzos cíclicos. Se especula también de que el hidrógeno tiene alguna participación en la formación de otro tipo de defecto de soldadura conocido como desgarre laminar, el cual se presenta principalmente en soldaduras en filete. A continuación se tratarán someramente los aspectos antes mencionados.

2.5.1 Ojos de pescado

Los ojos de pescado son aspectos característicos de las superficies de fractura que se pueden observar durante los ensayos de tracción de probetas mecanizadas de metal de soldadura o de piezas soldadas cuando la fractura ocurre en el metal fundido. Un ojo de pescado es una porción de fractura frágil (por clivaje o por separación de planos atómicos) rodeada totalmente por una zona de fractura dúctil (por cortante o deslizamiento de planos atómicos). Como se observa en la figura 19, el ojo de pescado se forma alrededor de discontinuidades pre-existentes tales como una porosidad o una inclusión ya que éstos son lugares preferenciales hacia donde se difunde el hidrógeno; la porción de fractura frágil puede ser circular o elongada dependiendo de la forma del

defecto que rodea y en el cual se origina, y se puede reconocer fácilmente por su apariencia cristalina.

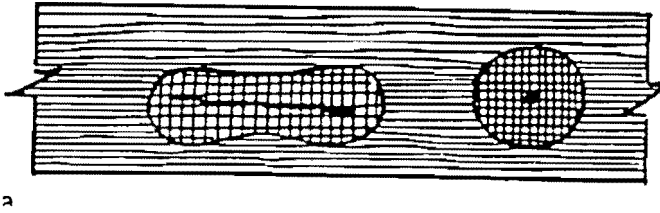


Figura 19. Ojos de pescado en una probeta de tracción: fractura frágil, con un defecto en el centro, rodeada de una zona de fractura dúctil.

El ojo de pescado no se constituye en un defecto por si mismo ya que él no existe en el material antes de la aplicación de los esfuerzos como se podría demostrar con una inspección de ultrasonido de la probeta antes de la prueba. El fenómeno solo ocurre cuando se alcanza el punto máximo de la curva esfuerzo-deformación del material, es decir, cuando aparece la estricción o cuello. Las consecuencias en cuanto a los resultados del ensayo de tracción es una reducción en la elongación y, principalmente, en la estricción misma. Los ojos de pescado no afectan los resultados de los ensayos de impacto ya que éstos no se forman por las rápidas tasas de deformación involucradas en este ensayo.

El mecanismo de formación de ojos de pescado es como sigue: por medio de la deformación plástica, la cual se incrementa durante la fase de estricción de un ensayo de tracción, las dislocaciones acarrean los iones de hidrógeno H^+ y los acumula cerca de los defectos en las zonas de concentración de esfuerzos. De esta forma, se fragilizan localmente estas zonas y se producen fracturas por clivaje alrededor de cada defecto y la zona circundante falla por fractura dúctil.

Aunque los ojos de pescado no se consideran como un defecto, si son una clara indicación de la presencia de hidrógeno en el metal, de su acumulación en zonas de alta concentración de esfuerzos alrededor de defectos pre-existentes y de su efecto fragilizante de microestructuras dúctiles como la ferrita.

2.5.2 Sombras blancas

Las sombras blancas que pueden ser detectadas en las superficies de fractura de probetas de ensayos de fatiga muestran que los esfuerzos cíclicos pueden inducir un mecanismo similar al de los ojos de pescado, pero mientras los últimos necesitan la deformación plástica para su formación, una sombra blanca ocurre con esfuerzos inferiores al límite elástico; de esta manera, en condiciones de esfuerzos cíclicos, las sombras blancas juegan un papel como iniciadores de fracturas por fatiga en elementos de acero.

En la figura 20 se muestra la superficie de una fractura de una probeta fallada estáticamente después de ser sometida a un ensayo de fatiga en la que se observa una zona de fractura frágil, centrada alrededor de un defecto inicial, la cual se extiende progresivamente hasta la superficie del metal. Alrededor de esta zona frágil comienza un anillo clásico de grieta por fatiga (marcas de playa) hasta la zona fallada estáticamente caracterizada por una apariencia dúctil. Esta disposición es comprensible ya que cuando la sombra blanca frágil alcanza la superficie libera el hidrógeno hacia la atmósfera suprimiendo de paso su efecto fragilizante y posibilitando que el agrietamiento continúe por fatiga.

El hidrógeno, por lo tanto, puede no solo generar fragilización bajo esfuerzos cíclicos inferiores a la resistencia a la cedencia del material sino también que las eventuales sombras blancas resultantes se constituyen en un factor que altera el comportamiento a la fatiga. De aquí se desprende el requerimiento de varios

códigos internacionales, como el *AWS D1.5 Bridge Welding Code* (Ref. 27), de asegurar contenidos de hidrógeno bajos en el metal de soldadura empleado en construcciones soldadas sometidas a cargas cíclicas.

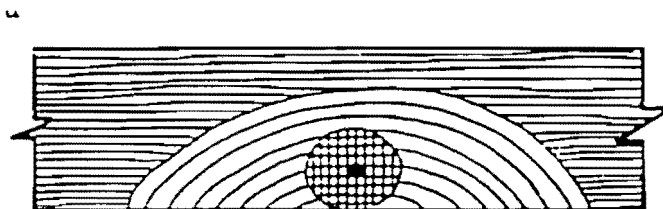


Figura 20. Zona de fractura frágil (sombra blanca) alrededor de un defecto, que sirve como iniciador de una fractura progresiva por fatiga (marcas de playa).

2.5.3 Desgarre laminar

El término desgarre laminar se utiliza para describir un tipo de grieta paralela a la línea de fusión y a las superficies de rolado de los elementos soldados, sobretodo en soldaduras en filete y en T. El desgarre laminar resulta de la debilidad del material cuando es esforzado, por los efectos termo-mecánicos de la soldadura, en dirección del espesor, osea, perpendicular a la superficie del producto rolado. El fenómeno no parece resultar de un proceso eminentemente metalúrgico sino mas bien de la habilidad del metal para deformarse en la dirección transversal corta, osea en el sentido del espesor.

En la literatura se ha mencionado que el hidrógeno parece estar asociado con la formación y crecimiento de los desgarres laminares debido a que en algunas ocasiones, dicho fenómeno puede ocurrir después de un cierto retraso en el tiempo. Han surgido dos explicaciones al respecto: (1) una posibilidad es que el hidrógeno reduce la ductilidad del acero favoreciendo la aparición del desgarre

laminar; (2) las cargas de servicio se adicionan a los esfuerzos residuales de la soldadura.

Sin embargo, la participación del hidrógeno en el mecanismo de nucleación y crecimiento del desgarre laminar no está comprobado de manera definitiva y, en caso de que lo estuviera, sería un factor secundario en el fenómeno ya que éste depende fundamentalmente de la geometría de las juntas utilizadas, de la calidad y pureza del metal base en lo relacionado a su contenido de inclusiones (en especial sulfuros) y a la resistencia a la cedencia del metal depositado durante la soldadura; ejerciendo un control sobre alguno o varios de estos tres elementos se ha controlado tecnológicamente el riesgo de desgarre laminar en soldaduras de producción.

3. PREVENCIÓN DEL HIC EN SOLDADURAS DE ACERO

Una vez tratados los factores responsables de la aparición del agrietamiento inducido por hidrógeno, es posible explicar algunos métodos que pueden ser utilizados por el ingeniero de soldadura para la selección de procedimientos seguros para soldar diferentes tipos de aceros. En este capítulo se orientará al lector en el camino de buscar una solución específica que lo lleven a la obtención de procedimientos para elementos soldados sanos desde el punto de vista del agrietamiento en frío, comenzando con la explicación conceptual de las prácticas tecnológicas aplicadas normalmente para contrarrestar el problema, siguiendo con unos métodos para evaluar la susceptibilidad del material a este tipo de fenómeno y terminando con una serie de métodos gráficos y matemáticos que le permitan determinar condiciones de soldadura seguras para diferentes tipos de aceros de aplicación estructural.

Se advierte al lector que dichos métodos deben ser manejados con especial cuidado cuando se vayan a utilizar en una aplicación particular ya que se deben considerar las eventuales limitaciones y suposiciones de los mismos así como las condiciones reales específicas que puedan influir favorable o desfavorablemente. La comprensión del fenómeno y del mecanismo de formación del agrietamiento inducido por hidrógeno explicados en los capítulos precedentes le proporcionarán al ingeniero de soldadura los elementos de juicio necesarios para afrontar un problema particular de este tipo con mayor seguridad, por lo que se recomienda el

estudio previo de estos conceptos antes de emprender la utilización directa de los métodos que se darán a continuación.

Los procedimientos descritos en el presente trabajo son basados en los estudios realizados al respecto por "The Welding Institute" (TWI) y proporcionan un grado satisfactorio de protección contra el riesgo de agrietamiento por hidrógeno en la ZAT de la soldadura (Ref. 21). Los procedimientos del TWI son más conservativos que los propuestos por las Normas Británicas en su especificación *BS 5135 Specification for arc welding of carbon and carbon-manganese steels* de 1984; parece que tal discrepancia desaparece cuando las recomendaciones del TWI para un acero con un CE específico se aplican a un acero con un CE mayor en 0,02 en la norma BS 5135, es decir que los procedimientos definidos en este texto (TWI) para un acero, por ejemplo, con un $CE=0,45$ serían equivalentes a los procedimientos definidos por la norma BS 5135 para un acero con $CE=0,47$. Aunque en términos generales la experiencia desde que se introdujo la norma BS 5135 ha sido satisfactoria, se seleccionaron los procedimientos del TWI por ser más conservativos y porque su utilización reduce el riesgo de la aparición de pequeñas grietas las cuales solo pueden ser detectadas cuando los niveles de calidad son altos y los métodos de inspección son suficientemente sensibles.

3.1 PRÁCTICAS TECNOLÓGICAS PARA EVITAR EL HIC

Para refrescar un poco los conceptos, se ha definido que el agrietamiento en frío o inducido por hidrógeno ocurre cuando se presentan simultáneamente las siguientes condiciones: (1) una cantidad suficiente de hidrógeno, la cual depende del proceso y de los cuidados que se tengan durante la aplicación de las soldaduras, (2) esfuerzos de tracción actuando en la soldadura, los cuales están presentes inevitablemente y pueden ser incrementados por la rigidez o restricción de las partes por unir, (3) una microestructura susceptible, las cuales se pueden

producir debido a las altas temperaturas y a los enfriamientos tan rápidos que se pueden manejar en una soldadura por fusión y (4) una baja temperatura que en la mayoría de los casos se trata de la temperatura ambiente en condiciones normales. Estos factores se pueden recolectar simplemente diciendo que el agrietamiento en frío se presenta cuando existe suficiente hidrógeno y suficiente esfuerzo en una microestructura susceptible a una temperatura usualmente por debajo de los 200°C (Ref. 14).

Es prácticamente imposible evitar producir los esfuerzos y las temperaturas necesarios durante el enfriamiento de una soldadura de tal manera que las medidas para evitar agrietamiento en frío se concentran ampliamente en el control del nivel de hidrógeno o en el control de la microestructura o en ambos. Como se verá a continuación, las técnicas utilizadas en mayor escala por el sector productivo para desarrollar procedimientos de soldadura que eviten el riesgo de agrietamiento retardado se basan en uno u otro de los controles citados.

3.1.1 Utilización de temperaturas de precalentamiento

Como se explicó en el numeral 2.4.6 y en la figura 18 el precalentamiento tiene un efecto en la curva del ciclo térmico de la soldadura lo cual conlleva a condiciones favorables desde el punto de vista de la formación de microestructuras duras como la martensita, la evolución del hidrógeno hacia la atmósfera y la evolución de los esfuerzos residuales durante el enfriamiento. De los aspectos descritos, el principal es el control de los productos de transformación de la austenita ya que se obtienen microestructuras menos susceptibles al agrietamiento en frío y es allí donde radica la fuerza y el éxito de la técnica del precalentamiento. Los demás aspectos aunque son favorables no se consideran tan determinantes y, de hecho, códigos como el AWS D1.1-98 (Ref. 28) en sus guías sobre métodos alternos para determinar precalentamiento (uno de los cuales es tratado en parte en el

numeral 3.2.2) manifiesta explícitamente que para el método de control de la dureza de la ZAT no reconoce el efecto del precalentamiento en la remoción de hidrógeno de la soldadura durante el enfriamiento.

En opinión del autor, lo anterior puede ser debido a que la gran cantidad de variables que pueden influenciar la difusión del hidrógeno en el acero (temperatura, concentraciones de hidrógeno, composición química, el proceso y el procedimiento de soldadura, etc.) hacen virtualmente imposible la determinación exacta, y sobretodo la predicción, de las cantidades de hidrógeno que se absorben, retienen y alivian en una soldadura durante y después del enfriamiento, lo cual hace bien complejo utilizar este efecto favorable durante una aplicación en el ámbito tecnológico, lo cual no necesariamente signifique que no pueda hacerse. De esta manera, el precalentamiento es una técnica que opera fundamentalmente con base en el control de la microestructura pero que ejerce también un cierto control en el nivel de hidrógeno y en los niveles de esfuerzos residuales transitorios, aunque éstos dos últimos no son del todo reconocidos en la industria.

3.1.2 Selección del nivel de hidrógeno

Para tratar el control del nivel de hidrógeno primero se definirá el concepto del nivel de hidrogeno potencial del proceso que es la medición directa en el laboratorio de la humedad o nivel de hidrógeno de cualquier consumible de soldadura y que revela la cantidad de hidrógeno que está potencialmente disponible para la absorción del metal líquido durante la soldadura. Se define como potencial ya que no todo el hidrógeno medido o disponible se absorbe por el metal fundido. Una vez los consumibles de soldadura son recibidos del fabricante, el control del potencial de hidrógeno depende de las condiciones de almacenamiento, manipulación y empleo de los mismos. El hidrógeno potencial

puede ser reducido en algunas ocasiones mediante secado u horneado pero siempre se deben tener en cuenta todas las recomendaciones del fabricante sobretodo cuando dichos tratamientos implican la exposición a altas temperaturas ya que éstas pueden fragilizar los recubrimientos o causar la pérdida de elementos de aleación o de protección.

La medición del hidrógeno potencial no es tan utilizado como la medición del nivel de hidrógeno del metal de soldadura, la cual es utilizada para caracterizar los consumibles de soldadura y cada día se están introduciendo en las normas internacionales como un medio de clasificación de los consumibles o procesos en términos del nivel de hidrógeno de las soldaduras. El valor de nivel de hidrógeno obtenido de esta manera permite que el proceso o consumible sea clasificado dentro de uno de los niveles que se utilizarán en los subsecuentes métodos como puntos de entrada a las gráficas de selección de condiciones de soldadura sin riesgo de agrietamiento en frío. Los niveles se resumen en la tabla 1.

En las figuras 21 y 22 (Ref. 21) se ilustran los niveles típicos de hidrógeno que se obtienen en el metal de soldadura mediante la utilización de diversos procesos, sin embargo se advierte de que estos valores, aunque son representativos, por si solos no garantizan de que se va a obtener un nivel de hidrógeno particular ya que éste puede depender también de otros factores como el control que se tenga durante la aplicación de las soldaduras, del manejo de los consumibles de soldadura, de las condiciones ambientales (humedad absoluta en lugar de humedad relativa), entre otras.

Tabla 1. Clasificación de los niveles de hidrógeno en el metal depositado.

Nivel de Hidrógeno (NH) (mL/100g metal depositado)	DENOMINACIÓN	EJE DE CE PARA UNA RESTRICCIÓN MEDIA
$NH > 15$	Alto hidrógeno	A
$10 < NH \leq 15$	Medio hidrógeno	B
$5 < NH \leq 10$	Bajo hidrógeno	C
$NH \leq 5$	Muy bajo hidrógeno	D

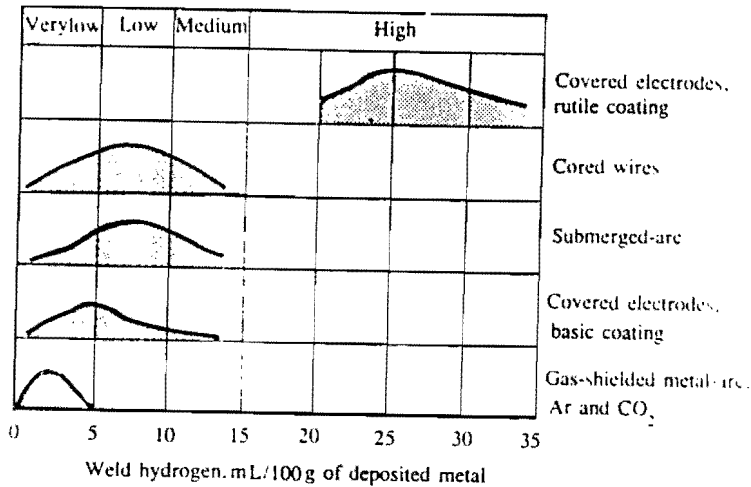


Figura 21. Niveles de hidrógeno típicos en metal de soldadura de varios procesos (no se muestran los electrodos celulósicos ya que presentan valores entre 70 y 100 mL/100g de metal depositado).

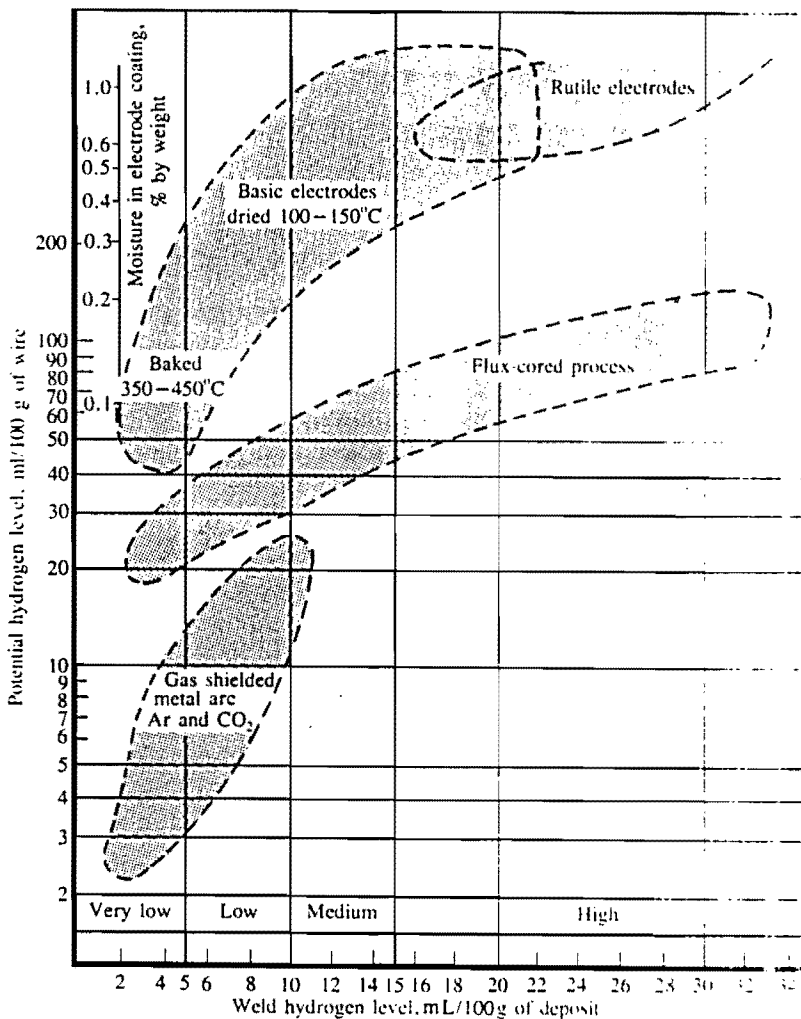


Figura 22. Relaciones generales entre el hidrógeno potencial y el nivel de hidrógeno del metal de soldadura de diversos procesos.

Para que el ingeniero de soldadura pueda llegar a diseñar procedimientos de soldadura seguros debe decidir inicialmente si el proceso de soldadura escogido o el consumible particular produce niveles de hidrógeno altos, medios, bajos o muy bajos y tener en cuenta las medidas de control que se requieran implementar durante la aplicación de las soldaduras (limpieza de alambres, almacenamiento de electrodos, horneado, manipulación, humedad absoluta, etc.) para no perder

los niveles de hidrógeno seguros. Para finalizar, entonces, la selección del proceso de soldadura, de los consumibles y de su posterior almacenamiento y manejo es una herramienta eficaz que se utiliza para contrarrestar el riesgo de agrietamiento en frío de elementos de acero que se fundamenta en el control sobre el nivel de hidrógeno.

3.1.3 Técnicas de post-calentamiento

Como ya se indicó en el numeral 2.4.4, el post-calentamiento es la operación que consiste en interrumpir el enfriamiento de una soldadura a una temperatura dada por un período de tiempo dado antes de permitir el enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Esta práctica no se debe confundir con el tratamiento térmico posterior a la soldadura (o post-soldadura) el cual consiste en el recalentamiento de la junta soldada o de la parte después de completar del todo el enfriamiento. La técnica mas utilizada es la de definir una temperatura de post-calentamiento igual a la temperatura de precalentamiento, sin embargo también es posible realizarlo a temperaturas superiores o inferiores de acuerdo con las necesidades particulares. Cuando el post-calentamiento se hace a temperaturas inferiores a M_f (temperatura final de transformación martensítica), lo cual es el caso mas frecuente, además de uniformizar la temperatura en la zona de la soldadura, también incrementa la evolución del hidrógeno a la atmósfera y retrasa el alcance del máximo nivel de esfuerzos que se generan por la soldadura de manera parecida a como lo hace el precalentamiento (numeral 2.4.6), sin que por esto ocurra ninguna modificación metalúrgica ya que toda la martensita que se podría formar ya está presente. Observe el caso en la figura 23 (Ref. 5).

Respecto al hidrógeno, el post-calentamiento le permite unas condiciones de difusión mas favorables a una temperatura relativamente alta θ_p por un período de tiempo t_p . Para los esfuerzos, cuyo valor depende transitoriamente de la temperatura, ellos interrumpen su incremento durante el tiempo t_p que se

mantiene la temperatura de post-calentamiento y solamente comienzan a crecer nuevamente cuando se termina el post-calentamiento. De esta manera el valor máximo de esfuerzos es retardado en el tiempo simultáneamente con una reducción en el nivel de hidrógeno hasta un valor menos perjudicial. Esta es la forma en la cual el agrietamiento en frío puede ser evitado siempre que la temperatura y el tiempo de post-calentamiento sean bien seleccionadas. Por último, digamos que la técnica del post-calentamiento es una herramienta que se puede emplear en los procedimientos de soldadura para evitar el riesgo de agrietamiento retardado y se basa principalmente en el control del nivel de hidrógeno.

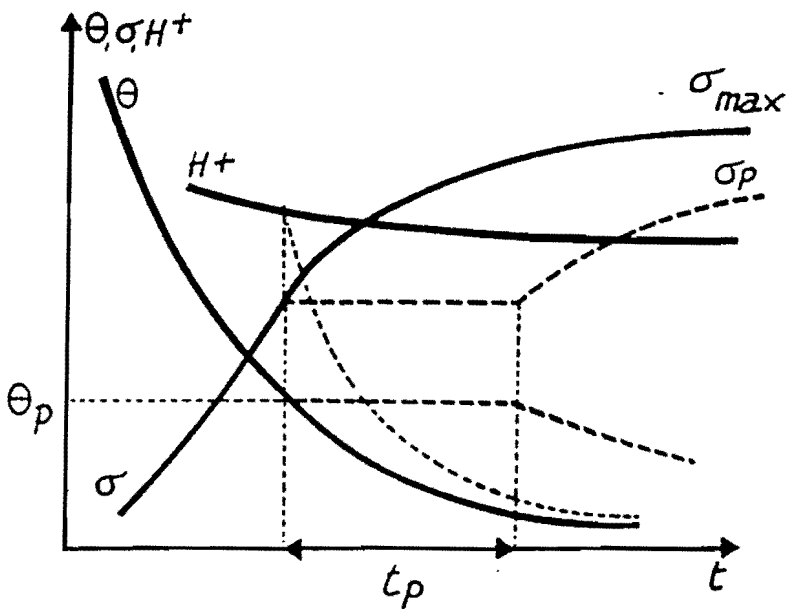


Figura 23. Evolución comparativa de la temperatura máxima, los esfuerzos y el nivel de hidrógeno durante la ejecución de soldaduras con precalentamiento solo (líneas sólidas) y con precalentamiento complementado con post-calentamiento (líneas discontinuas)

3.1.4 Utilización de metales de aporte austeníticos

En el numeral 2.3.4 se estudió la evolución del hidrógeno cuando se suelda un material base endurecible con un metal de aporte totalmente austenítico. Como se puede observar en la figura 12 todo el hidrógeno se queda concentrado en el metal de soldadura que tiene una estructura austenítica inmune al agrietamiento en frío o retardado, mientras que el metal base martensítico en su ZAT queda libre de hidrógeno y por consiguiente sin riesgo de agrietamiento. De esta forma los metales de aporte austeníticos se constituyen en una herramienta para evitar el agrietamiento en frío de soldaduras de aceros ferríticos que se basa de manera indirecta en el control del nivel de hidrógeno en la ZAT del metal base, que es en este caso la que presenta susceptibilidad a dicho problema.

3.2 HERRAMIENTAS PARA DETERMINAR LA SUSCEPTIBILIDAD AL HIC

Como se explicó en el numeral 1.1, la conveniencia de un material para la soldadura es quizá uno de los primeros factores que se tienen en cuenta como punto de partida para definir las condiciones en las cuales dicho material debe unirse mediante soldadura sin riesgo de agrietamiento en frío. En el presente numeral se describen dos métodos para definir la conveniencia para la soldadura de aceros estructurales así: (1) la fórmula de equivalente en carbono (CE) desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW) y (2) la predicción de la dureza de la ZAT mediante una fórmula propuesta por N. Yurioka en uno de sus trabajos (Ref. 29) presentado en el Primer Simposio entre Estados Unidos y Japón sobre Avances en Metalurgia de Soldadura preparado en 1990 por la American Welding Society (AWS), Japan Welding Society (JWS) y The Japan Welding Engineering Society (JWES) (Ref. 30).

3.2.1 Relaciones empíricas de equivalente en carbono

Una fórmula de equivalente en carbono (CE) se usa generalmente como un índice para evaluar la susceptibilidad de los aceros al agrietamiento en frío o inducido por hidrógeno en la ZAT. En la tabla 2 se describen algunas de las fórmulas de CE propuestas, las cuales se pueden dividir en tres grupos: (1) el grupo A que son caracterizadas por un coeficiente de $1/6$ para el manganeso y que incluyen las fórmulas del IIW, del JWES y de Stout II, las cuales se han utilizado por varias décadas en todo el mundo; (2) el grupo B incluye el parámetro de composición Pcm, el CE de Graville y el CE de Duren, las cuales asignan coeficientes de $1/16$ ó $1/20$ al manganeso remarcando con esto el efecto del carbono por encima de los demás elementos de aleación; las fórmulas del grupo B se han propuesto en los últimos tiempos y ellas tienden a evaluar muy bien la soldabilidad de los aceros modernos como por ejemplo los aceros de baja aleación y muy bajo contenido de carbono; y (3) el grupo C incluye el CE de Stout I y el CEN en las cuales se considera la interacción del carbono con otros elementos; el CEN fue propuesta para evaluar la soldabilidad de una gran cantidad de aceros (Ref. 31) y tiene la particularidad de que a altos contenidos de carbono el CEN se acerca a los valores obtenidos con las fórmulas de CE del grupo A, mientras que a bajos contenidos de carbono se vuelve similar a las fórmulas del grupo B.

Como ya se indicó, una de las fórmulas de equivalente en carbono más utilizadas en el mundo es la del Instituto Internacional de soldadura, CE (IIW), a partir de la cual se puede establecer un valor específico para un acero con base en su composición química, el cual si es superior a 0,40 indica de una manera vasta que el material es susceptible al agrietamiento en frío. No obstante lo anterior, se reitera que esta es una aproximación cualitativa que sirve como punto de partida que puede (o debe) ser complementada con el criterio de la dureza de la ZAT que es tratado a continuación en el numeral 3.2.2.

Tabla 2. Agrupación de fórmulas de equivalente en carbono (CE).

GRUPO	FÓRMULA DE EQUIVALENTE EN CARBONO
A	$CE(IIW) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$ $CE(WES) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ $CE(Stout II) = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + Cr/10 + Mo/10$
B	$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ $CE(Graville) = C + Mn/16 - Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/8 + V/14$ $CE(Düren) = C + Si/25 + Mn/16 + Cu/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15$
C	$CE(Stout I) = 1000 \cdot C \cdot (Mn/6 + Cr/10 + Mo/10 + Ni/20 + Cu/40)$ $CEN = C + A(C) \cdot [Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ <p style="text-align: center;">Donde $A(C) = 0,75 + 0,25 \tan h [20(C - 0,12)]$</p>

3.2.2 Predicción de la dureza (fórmulas empíricas)

La máxima dureza de la martensita depende de su contenido de carbono y su presencia en la zona afectada térmicamente o en el metal de soldadura depende de las condiciones de enfriamiento posteriores a la soldadura y del metal en particular. De aquí surge el porqué la soldadura puede producir endurecimiento y se establece la base de la dureza de la ZAT como criterio para aprobación o prueba de procedimientos de soldadura. Este criterio es uno de los métodos utilizados normalmente para determinar condiciones de soldadura (principalmente precalentamiento) para evitar agrietamiento en frío; el método es conocido como

control de la dureza de la ZAT y es incluido en el Anexo XI del código AWS D1.1-98 (Ref. 28) como una guía para determinar temperaturas de precalentamiento de soldaduras en filete. Dicho método está basado en la suposición de que el agrietamiento de la ZAT de un material soldado no ocurre si el nivel de dureza es mantenido por debajo de algún nivel crítico. Lo anterior se logra controlando la tasa de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$) por debajo de un valor crítico que depende de la templabilidad del acero.

La selección de la dureza crítica depende de factores tales como el tipo de acero, el nivel de hidrógeno, la restricción de la junta (esfuerzos residuales) y las condiciones de servicio. Pruebas de laboratorio con soldaduras en filete muestran que el agrietamiento en frío no ocurre cuando la dureza Vickers de la ZAT es menor que 350 HV aún cuando se emplean electrodos de alto contenido de hidrógeno (por ejemplo un E6011); durezas de hasta 400 HV pueden ser toleradas sin riesgo cuando se emplean electrodos de bajo contenido de hidrógeno (por ejemplo el E8018). No obstante lo anterior, no se deben descuidar los demás aspectos de la soldabilidad ya que dichas durezas podrían no ser tolerables en servicio donde existen riesgos de agrietamiento por esfuerzos de corrosión (SCC), iniciación de fractura frágil u otros riesgos que comprometan la seguridad o confiabilidad de la estructura en servicio.

Respecto al valor de dureza de los 350 HV, mencionado a menudo en la literatura de soldadura, no se puede ignorar que fue utilizado en el pasado como una regla de combate en conexión con la noción de equivalente en carbono cuando se consideraba que la martensita era más importante que el hidrógeno en el proceso de nucleación y crecimiento de grietas en frío (el papel del hidrógeno fue ignorado por mucho tiempo). En ese entonces, dado el contenido de carbono de los aceros de construcción utilizados, el valor de los 350 HV reflejaba el valor límite que indicaba la presencia de una proporción de martensita con su inherente riesgo de agrietamiento en frío; consecuentemente, limitando el máximo valor de dureza en

este valor, se establecían los procedimientos de soldadura adecuados que no formaban la indeseable martensita. Con el incremento en el conocimiento del papel del hidrógeno en el fenómeno y con el desarrollo de nuevos procesos de soldadura y metales de aporte con contenidos de hidrógeno más bajos que los existentes, hubo un incremento gradual en el valor máximo aceptable de dureza, el cual sugiere que una cierta proporción de martensita era permisible. Entonces se especificaron valores entre los 350 HV y los 400 HV y hasta se propusieron relaciones entre la máxima dureza aceptable y el contenido de carbono: la norma francesa A36-000 establece $H_{max} = 240 + 790 C$, la cual aceptaría una dureza máxima de 382 HV para un acero con 0,18%C que corresponde a un porcentaje aproximado de martensita del 80% (Ref. 5).

De lo anterior, se entiende la importancia de predecir la dureza que se puede generar en la ZAT de una soldadura, sea ésta para determinar la susceptibilidad del material al agrietamiento en frío o para definir las condiciones de soldadura que se deben seguir para evitar su aparición. A continuación, se describirá el método, las explicaciones y las fórmulas propuestas por N. Yurioka (Ref. 29) para predecir la dureza de la ZAT y del metal de soldadura en aceros modernos, las cuales consideran el efecto de las inclusiones, algunos elementos de microaleación y las impurezas en la templabilidad del acero. En el presente documento se conservan la simbología y las convenciones utilizadas por Yurioka en su trabajo original.

La microestructura endurecida de la ZAC de una soldadura es la más susceptible al agrietamiento inducido por hidrógeno, por lo cual su dureza es considerada como un indicativo que describe la conveniencia de un acero para la soldadura desde el punto de vista de agrietamiento por hidrógeno. La máxima dureza de la ZAC está determinada por la composición química del acero y por la tasa de enfriamiento posterior a la soldadura que básicamente se considera como el tiempo en pasar de los 800°C a los 500°C, el cual se designará como τ (en

segundos), ya que de la velocidad de paso en este intervalo de temperatura se pueden predecir los diferentes productos en los que se puede descomponer la austenita.

La microestructura de la ZAT será completamente martensítica si su tiempo de enfriamiento $\tau(s)$ es más corto que el tiempo de enfriamiento crítico. La dureza Vickers para la microestructura cien por cien martensítica de la ZAT depende, como ya se dijo, del contenido de carbono como se describe en la siguiente relación para aceros con contenidos de carbono menores o iguales que 0.8% (Ref. 32):

$$HM (HV) = 884 C (1 - 0.3C^2) + 294$$

El Nitrógeno, al igual que el carbono, es un átomo intersticial que puede contribuir con la dureza de la martensita, pero su efecto puede ser omitido de la fórmula ya que el contenido de N en los aceros estructurales modernos es muy pequeño cuando es comparado con el contenido de carbono.

La templabilidad como término metalúrgico no se relaciona directamente con un nivel absoluto de dureza (lo cual genera confusiones sobretodo en traducciones o en los países de habla Inglesa por la similitud de los términos Hardenability - templabilidad y Hardness - dureza), sino que representa cuan fácilmente se pueden obtener estructuras martensíticas. Cuando se adicionan elementos que endurecen el acero se incrementa la templabilidad del mismo y, por consiguiente, el tiempo de enfriamiento crítico para obtener 100% martensita, τ_M también se aumenta. El tiempo de enfriamiento crítico τ_M (s) está dado por la siguiente fórmula de equivalente en carbono:

$$\text{Log } [\tau_M] = (4.60 \text{ CEI} - 2.08)$$

Donde:

$$CEI(\%) = C_p + Si/26 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/12 + Cr(1 - 0.16Cr)/8 + Mo/4 + \Delta H$$

Donde: $C_p = C$ para $C \leq 0.3\%$ y $C_p = C/6 + 0.25$ para $C > 0.3\%$.

El término ΔH representa un incremento adicional en la templabilidad influenciada por los elementos de microaleación y las impurezas del acero. La templabilidad es fuertemente influenciada por pequeñas cantidades de Boro, elemento que por su diámetro atómico (1.9\AA) es muy pequeño para ser un elemento sustitucional y aparentemente muy grande para ser un intersticial en el hierro (con una relación de diámetro hierro/boro de 0.74 mucho mayor que el límite de solución sólida intersticial definido por Hägg en 0.59); no obstante, el boro en muy pequeñas cantidades entra en solución sólida intersticial en el acero y por encima de ciertas cantidades (del orden de 0.01%) aparece como un compuesto intermetálico fuera de solución. Por lo tanto, el ΔH para aceros modernos con bajos contenidos de nitrógeno y con pequeñas cantidades de boro esta dada por:

$$\Delta H = 0 \quad \text{para } B \leq 1 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.03 \quad \text{para } B = 2 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.06 \quad \text{para } B = 3 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.09 \quad \text{para } B \geq 4 \text{ ppm}$$

Este incremento en la templabilidad causado por unas pocas partes por millón (ppm) de boro es debido a que como los granos de austenita en la ZAT están agrandados por efecto de las altas temperaturas, basta una pequeña cantidad de boro que se segregue en los límites de grano de la austenita para retardar la nucleación de la ferrita, facilitando de paso la formación de martensita. Se debe poner una especial atención al contenido de boro en aceros en los que éste elemento no es adicionado intencionalmente ya que se puede obtener un

incremento inesperado en la dureza de la ZAT. El incremento de la dureza por el boro en aceros de bajo carbono no es tan significativo ya que el nivel global de dureza de la ZAT se reduce por la reducción en el contenido de carbono.

En los aceros modernos recientes, particularmente para estructuras marítimas y líneas de tuberías, se requiere que tengan una ZAT con una tenacidad bastante alta. Para alcanzar esta demanda en propiedades mecánicas, los contenidos de azufre, fósforo y boro son reducidos al nivel mínimo y las inclusiones no metálicas de sulfuros y óxidos son reducidas tanto como sea posible. Sin embargo, la limpieza del acero tiende a incrementar el riesgo de agrietamiento por hidrógeno en la ZAT; muchas investigaciones actuales reportan un incremento en el riesgo de agrietamiento en frío en aceros de bajo azufre.

Se cree que la reducción de las inclusiones de azufre resulta en una pérdida de los sitios de nucleación de la ferrita intragranular ocasionando un incremento en la templabilidad. Yamamoto y colaboradores (Ref. 33) sugieren el siguiente mecanismo para el papel del azufre en la nucleación de la ferrita: las inclusiones de sulfuro son principalmente precipitados de sulfuros de manganeso (MnS) alrededor de los cuales queda una zona pobre en manganeso como resultado del proceso de precipitación; la falta de manganeso facilita la difusión del carbono alrededor de los precipitados de sulfuros fortaleciendo, de esta manera, la nucleación de la ferrita en estos lugares. De hecho, de acuerdo con el documento IX-1459-87 del IIW, la templabilidad de la ZAT en un acero al C-Mn se incrementa con una reducción en el contenido de azufre de 0.030% a 0.001% pero no se incrementó en el mismo acero aleado con Niobio, lo cual sugiere que el Nb retarda la difusión del carbono en las zonas empobrecidas de Mn cancelando el efecto del azufre.

Para los aceros de estructuras marítimas se requiere que satisfagan durezas en la ZAT menores que 300 HV ó 325 HV mientras que los aceros para tuberías para

conducción de gases sulfurosos deben tener durezas menores a los 248 HV (22 HRC) en su condición después de la soldadura para evitar el riesgo de grietas por esfuerzos de corrosión (SCC) durante el servicio (recuerde la advertencia hecha al principio de este numeral respecto al criterio de la dureza máxima de la ZAT). No obstante los conceptos anteriores, en el documento de Yurioka no se presenta un incremento en la templabilidad (ΔH) específico para la fórmula de τ_M según el contenido de impurezas del acero, seguramente porque falta información más cierta respecto a dicho tema.

Ciertos tipos de óxidos, como el óxido de titanio o el óxido de calcio, influyen la nucleación de la ferrita en la zona afectada por el calor y se podría esperar una reducción en la dureza de la ZAC por el efecto de los óxidos. Sin embargo, sus efectos son insignificantes y, por lo tanto, la disminución en la templabilidad se considera nulo ($\Delta H=0$) para diferentes contenidos de oxígeno.

Continuando con el método, la dureza Vickers de la ZAT del metal base con nada de martensita, HB se calcula mediante la siguiente fórmula de equivalente en carbono:

$$HB = 145 + 130 \tan h (2.65 CEII - 0.69)$$

$$\text{Donde: } CEII = C + Si/24 + Mn/5 + Cu/10 + Ni/18 + Cr/5 + Mo/2.5 + V/5 + Nb/3$$

En el caso de un acero con un equivalente en carbono CEII menor o igual que 0.75%, entonces se debe considerar a $HB = (197 CEII + 117)$.

El tiempo de enfriamiento crítico de la zona afectada térmicamente para que no se obtenga nada de martensita, τ_B , está dado por:

$$\text{Log } (\tau_B) = (2.69 CEII + 0.321)$$

Donde: $CE_{III} = C + Mn/3.6 + Cu/20 + Ni/9 + Cr/5 + Mo/4$

A partir de los datos obtenidos hasta el momento se puede formular una ecuación para la dureza de la ZAT después de la soldadura, HV, conectando dos puntos característicos: el 100% de martensita (HM, τ_M) y el 0% de martensita (HB, τ_B); dicha conexión se hace mediante una curva arcotangencial suave, así:

$$HV = (HM + HB)/2 - (HM - HB)/2 * \text{Arctan}(x) / 1.10$$

Donde: $x \text{ (radianes)} = 4 * \{\log(\tau) - \log(\tau_M)\} / \{\log(\tau_B) - \log(\tau_M)\} - 2$

En la cual el término τ significa el tiempo de enfriamiento en segundos entre los 800°C y los 500°C.

El volumen de fracción de martensita en la ZAT también se puede estimar de manera aproximada por la siguiente relación:

$$M = 0.5 - 0.455 \text{ Arctan}(x)$$

La estimación de la dureza por estas fórmulas es válida para la mayor parte de aceros ferríticos cuyas composiciones químicas estén en los siguientes intervalos: Carbono $\leq 0.8\%$, Silicio $\leq 1.2\%$, Manganeso $\leq 2\%$, Cobre $\leq 0.9\%$, Níquel $\leq 10\%$, Cromo $\leq 10\%$, Molibdeno $\leq 2\%$. Existen otras fórmulas propuestas para predecir la dureza de la ZAT pero para aceros dentro de un intervalo muy estrecho de composiciones químicas y sin considerar el efecto del boro.

3.3 PROCEDIMIENTOS PARA SOLDAR DIFERENTES TIPOS DE ACEROS

Los procedimientos que se describirán en este numeral fueron desarrollados con la intención de obtener un alto grado de protección contra el riesgo de agrietamiento en frío. En 1974 cuando se incorporaron procedimientos dentro de la norma BS 5135 para soldar aceros estructurales se efectuó una comparación con los datos del TWI y se concluyó que los procedimientos del TWI resultan ser más conservativos (Ref. 21).

Para aceros al carbono (dulces), aceros al C-Mn y aceros de baja aleación con resistencias a la cedencia hasta aproximadamente 60 kg/mm^2 , el agrietamiento se presenta normalmente en la ZAT. De aquí que la información dada en las tablas y figuras presentadas está basada en evitar el agrietamiento retardado en la ZAC y toda la experiencia muestra que para la mayor parte de las fabricaciones estos procedimientos también serán satisfactorios para evitar el agrietamiento en el metal de soldadura. Sin embargo, hay circunstancias en las que las grietas se pueden presentar con mayor facilidad en el metal de soldadura, sobretodo cuando se incrementa el espesor de los metales (mayor que 50 mm) y cuando se utilizan metales de aporte de alta aleación, especialmente cuando el CE del metal de aporte es mayor que el CE del metal base.

Para aceros con contenidos de carbono inferiores a 0.2% aproximadamente y con resistencia a la cedencia superior a los 60 kg/mm^2 , soldados con metales de aporte que igualen o sobrepasen la resistencia a la cedencia, el agrietamiento en el metal soldado parece ser la forma predominante. Los factores responsables por la aparición del agrietamiento en el metal fundido son esencialmente los mismos que aquellos de la ZAT. No obstante, los tipos de microestructuras que se generan en dicha zona son diferentes y tienen por lo general menores niveles de dureza y, por consiguiente, menor susceptibilidad al agrietamiento.

3.3.1 Consideraciones generales y selección de valores para los diagramas

Los diagramas del TWI presentados en los numerales posteriores fueron contruidos con la intención de que a partir de su adecuada utilización se debe llegar a la obtención de procedimientos de soldadura que no terminen en grietas en frío. No obstante, debido a la dificultad asociada con la generalización de problemas específicos de ingeniería, siempre será posible llegar a circunstancias en las que dichos procedimientos no sean seguros o, por el contrario, al diseño de procedimientos menos exigentes que los derivados de los diagramas; en uno u otro caso siempre es el ingeniero de soldadura quien debe tomar las decisiones con base en el conocimiento particular de su problema. En este numeral se van a resumir ciertas consideraciones, supuestos y limitaciones que se deben tener en cuenta por el lector antes del empleo del método del TWI.

En los diagramas se va a determinar la templabilidad de los diferentes tipos de aceros con muy bajos contenidos de hidrógeno (menos que una parte por millón) considerados con la fórmula empírica de equivalente en carbono propuesta por el Instituto Internacional de Soldadura, la cual fue denominada como CE(IIW) en la tabla 2. En los diagramas se designa simplemente como CE.

Los valores de entrada a los diagramas o nomogramas, los cuales varían con cada problema de soldadura, se resumen en los cuatro siguientes: (1) nivel de equivalente en carbono calculado con la fórmula de CE del IIW, (2) espesor combinado de la junta, (3) nivel de hidrógeno del metal de soldadura y (4) entrada de calor. A continuación se tratarán cada uno de estos aspectos además de otras recomendaciones que se deben manejar conceptualmente para el uso adecuado de los diagramas de soldadura.

3.3.1.1 Composición química

El conocimiento de la composición química del acero que se pretende soldar es esencial para seleccionar el diagrama apropiado de soldadura. Siempre que se disponga de los certificados de pruebas del material (conocido como MTR o MTC por sus siglas del inglés Mill Test Report o Mill Test Certificate), éstos deben ser consultados para determinar el equivalente en carbono del acero mas ajustado. Cuando no se disponga de estos documentos, se debe estudiar la especificación del material o realizar un ensayo de análisis químico convencional.

Los valores indicados en las especificaciones de materiales tienen que ser examinados cuidadosamente ya que los rangos de variación pueden ser muy amplios y se puede llegar al cálculo de equivalentes en carbono para cierto material muy altos o muy bajos que pueden terminar, a su vez, en procedimientos de soldadura antieconómicos o inseguros, respectivamente.

En caso de dudas respecto a la composición, es aconsejable tomar una muestra del acero por soldar y analizarla en el laboratorio teniendo en cuenta todos los cuidados que se deben tener durante la extracción de la probeta para evitar inducir alteraciones en los resultados del análisis.

Los diagramas de soldabilidad presentados aquí fueron creados para determinar procedimientos seguros para aceros con un valor de equivalente en carbono máximo por debajo de los CE establecidos en los diagramas, los cuales fueron basados en análisis reales de composición química de tal forma que los diagramas indicarían un procedimiento con muy bajo riesgo de agrietamiento. Cuando no hay disponibilidad de información sobre la composición química se puede calcular un valor de CE con los valores máximos de la especificación del acero particular teniendo cuidado de que todos los elementos significantes del acero estén especificados.

3.3.1.2 Nivel de equivalente en carbono (CE)

El cálculo de un nivel de CE representa, definiéndolo de una manera distinta a como fue tratado en el numeral 1.4, el intento por describir la composición química por medio de un simple número con miras a mostrar como los cambios en composición afectan el comportamiento del material. En el capítulo 2 se explicó que la probabilidad de agrietamiento asistido por hidrógeno en la ZAT tiende a incrementarse cuando la microestructura del acero se vuelve mas dura, lo cual es en cierta forma proporcional al nivel de equivalente en carbono. Como ya se dijo, la fórmula de CE utilizada como punto de entrada para los diagramas de soldabilidad es la siguiente:

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

En esta fórmula el símbolo de cada elemento representa el contenido en peso de ese elemento dentro del acero determinado por un análisis o mediante un estimativo como se discutió previamente en el numeral anterior. Esta fórmula de CE fue desarrollada originalmente para aceros semicalmados y se ha demostrado que la templabilidad de aceros al C-Mn-Si se determina mejor incluyendo el término adicional del silicio en la ecuación afectado por un factor de 1/6 (Si/6). No obstante, la forma original de la ecuación de CE se mantiene para aceros con silicio ya que se ha encontrado que tienen el mismo riesgo de agrietamiento por hidrógeno.

3.3.1.3 Precisión de la fórmula de CE

Los valores de equivalente en carbono son redondeados normalmente a dos lugares decimales pero la significación del segundo nivel depende de la precisión

del análisis químico original. La precisión del valor del CE puede ser estimada a partir de:

$$(CE)^2 = (C)^2 + (Mn)^2/6 + \{(Cr)^2 + (Mo)^2 + (V)^2\}/5 + \{(Ni)^2 + (Cu)^2\}/15$$

En esta fórmula el símbolo de cada elemento se refiere ahora a la precisión de cada análisis individual. Para propósitos prácticos el nivel de CE calculado es importante para decidir el punto de entrada en un diagrama de soldadura. En la tabla 3 se describen los estimados de precisión de los métodos corrientemente usados por el TWI y por las normas británicas (BS).

Tabla 3. Precisión de métodos analíticos y del CE para el TWI y la BS.

MÉTODO	C	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	CE
BS	0.009	0.03	0.01	0.016	0.01	0.01	0.01	± 0.018
TWI	0.006	0.008	0.012	0.004	0.014	0.006	0.006	± 0.009

Existe, pues, muy poco en juego cuando se cuestiona si un nivel de CE de 0.40 fuese preferible a uno de 0.42 para usar un diagrama de soldadura ya que la composición del acero, aún con análisis de producto, no es caracterizada con la suficiente precisión. Lo anterior es la explicación del porqué los diagramas que se presentarán en los numerales posteriores son dados para valores de CE con incrementos de 0.02.

3.3.1.4 Soldadura de aceros diferentes

Cuando se sueldan aceros diferentes, los procedimientos de soldadura deben ser proyectados para evitar agrietamiento en frío de uno u otro material, lo cual implica normalmente seleccionar un procedimiento que se adapte al acero con un

mayor valor de equivalente en carbono. No obstante lo anterior, ambos aceros se deben analizar cuando uno de ellos tiene mayor contenido de carbono pero más bajo contenido de aleación que el otro; esto es particularmente importante cuando se manejan aceros aleados o platinas con altos espesores, ya que en ambos casos se pueden formar microestructuras totalmente endurecidas. El acero con un mayor contenido de carbono producirá seguramente la ZAT mas dura y, de esta manera, será más susceptible al agrietamiento.

3.3.1.5 Potencial de hidrógeno del consumible de soldadura

Para aceros dulces y aceros al C-Mn se tiene que conocer el potencial de hidrógeno del proceso de soldadura para que se pueda tener el canal de entrada al diagrama de soldabilidad. En el caso de aceros endurecibles, siempre se deben emplear procesos de bajo o muy bajo potencial de hidrógeno aunque los diagramas de soldadura también consideren potenciales medios y altos. En los límites inferiores de composición de dichos diagramas se puede posibilitar el uso de menores temperaturas de precalentamiento empleando consumibles de bajo o muy bajo hidrógeno, sin embargo esto tiene que ser comprobado haciendo una prueba de simulación.

3.3.1.6 Selección del eje de equivalente en carbono

Como se explicó antes, el riesgo de agrietamiento en frío se incrementa cuando se aumenta la dureza de la ZAC para un nivel de hidrógeno particular y una restricción de junta. Para una restricción dada, bajar el nivel de hidrógeno permite que ZAC mas duras se puedan tolerar sin agrietamiento; lo anterior, es la base de los diferentes ejes de CE para aceros dulces y aceros al C-Mn. Los ejes de CE para un nivel de restricción media (que son generalmente apropiadas para soldaduras de acero estructural normales) se presentaron en la tabla 1.

Para mayores condiciones de restricción se requiere que el ingeniero de soldadura tome precauciones adicionales contra el agrietamiento asistido por hidrógeno. Lo anterior se puede hacer incrementando un poco los niveles de precalentamiento o usando un eje de CE que corresponda al próximo nivel mas alto de hidrógeno. La restricción de la junta no puede ser cuantificada de una manera práctica y las condiciones apropiadas sólo se pueden establecer con la experiencia de cierta configuración de elementos o mediante una prueba de simulación de la junta. En la tabla 4 se da una guía para la selección del eje del CE para diferentes tipos de juntas y niveles de restricción.

3.3.1.7 Espesor combinado de la junta

El espesor combinado de una junta es el espesor total (mm) de las platinas que convergen en la línea de la soldadura y, en este sentido, es un parámetro que describe las trayectorias disponibles para la conducción del calor fuera de la soldadura posibilitando la cuantificación de la tasa de enfriamiento con base en la geometría de la junta y los espesores del material (ver figura 24). Un incremento del espesor combinado de la platina por encima de cierto límite no tiene mas efecto sobre la tasa de enfriamiento y, como la velocidad de enfriamiento también depende de la temperatura de precalentamiento y de la entrada de calor de la junta, en los diagramas se observan unas líneas punteadas trazadas para soldaduras en filete a tres niveles de precalentamiento diferentes que indican el máximo espesor combinado efectivo por utilizar (Ver diagrama en la figura 25). Estas líneas punteadas corresponden a los puntos de la figura 26 donde las líneas inclinadas y ligeramente curvadas se vuelven verticales.

Espesores combinados mayores que los indicados por las líneas discontinuas en la figura 25 disminuirán el tiempo de enfriamiento a temperaturas menores que 300°C ocasionando un incremento en la cantidad de hidrógeno retenido por la soldadura a temperatura ambiente; como resultado se pueden requerir mayores niveles de precalentamiento o el uso de poscalentamiento para espesores mucho más grandes que los indicados por las líneas quebradas.

Cuando se calcule el espesor combinado, se debe promediar el espesor de cada parte en una distancia de 75 mm de la línea de la soldadura, sin embargo cuando se utilizan temperaturas de precalentamiento por encima de 100°C y/o procesos de bajo hidrógeno, se tiene que tomar en cuenta cualquier sobre espesor mas allá de la marca de los 75 mm ya que éste puede incrementar las tasas de enfriamiento a bajas temperaturas cuando el hidrógeno tiende a difundirse fuera de la junta soldada. Por otro lado, si la junta disminuye su espesor o termina justo mas allá de los 75 mm, existe la posibilidad de que se puedan emplear condiciones de soldadura menos exigentes. En ambos casos es aconsejable la evaluación de las condiciones seguras mediante una prueba de simulación.

Para soldaduras de filetes opuestos en una misma junta, el espesor combinado se calcula como la mitad del espesor correspondiente a la junta soldada desde un solo lado (un solo filete). Sin embargo, para poder obtener la ventaja de utilizar el procedimiento menos exigente de este método, es necesario asegurar que los dos arcos de los dos filetes se realicen simultáneamente y opuestos el uno al otro.

3.3.1.8 Entrada de calor

Este término es utilizado para indicar la energía que entra a la platina durante la aplicación de la soldadura. Aunque estrictamente hablando el término entrada de calor estaría reservado para la energía total aportada al acero que esta siendo

soldado y la energía del arco para la energía suministrada por el arco eléctrico (cuya relación se define como eficiencia del arco), estos términos son manejados por muchos indiscriminadamente y actualmente en las normas Europeas solo se utiliza el término entrada de calor. Consecuentemente, el término entrada de calor será el que se maneje en los métodos propuestos aquí, pero se alerta que en otras publicaciones técnicas se puede emplear la energía del arco para permitir una diferenciación de los dos conceptos. La entrada de calor, el espesor combinado y la temperatura de precalentamiento controlan la tasa de enfriamiento de la soldadura, la microestructura y, por lo tanto, la susceptibilidad al agrietamiento en frío. La entrada de calor se calcula como sigue:

$$E = (V * A * 60) / (1000 * S) \text{ en unidades de kJ/mm}$$

Donde V es el voltaje del arco en voltios (V), A es la intensidad de la corriente en amperios (A) y S es la velocidad de aplicación de la soldadura en mm/min.

La medición del voltaje se debe medir con adecuadamente ya que su valor es propenso a ser mas bajo que el valor de voltaje seleccionado o indicado en el equipo como consecuencia de las caídas de voltaje en los cables. La escala de entrada de calor indicada en los diagramas de soldabilidad corresponde al proceso de soldadura con arco con electrodo revestido (SMAW) asumiendo una eficiencia de arco del 80%. Los demás procesos se pueden incluir comparando sus eficiencias de arco con las del proceso SMAW; a continuación se presentan las eficiencias aproximadas de los principales procesos:

SMAW	80%
GTAW	60%
SAW	100%
GMAW	80%

Al respecto es posible encontrar en la información dos tipos de presentación diferentes para la entrada de calor. En el presente trabajo, así como en muchos textos de habla inglesa, la energía del arco (la cual puede también puede ser denominada como entrada de calor) se usa sin afectarla por la eficiencia del arco. De esta manera, para los procesos SMAW y GMAW, un valor de 1 kJ/mm con este sistema se refiere a una energía del arco de 1 kJ/mm el cual es equivalente a una entrada de calor al acero que se está soldando de 0.8 kJ/mm. Para el proceso con arco sumergido (SAW) la energía del arco del proceso debe ser multiplicada por el factor 80/100 para obtener el valor por utilizar, de tal manera que si se requiere una mínima de entrada de calor de 1 kJ/mm para proceso SMAW, con SAW se requieren 0.8 kJ/mm. Contrariamente, para el proceso GTAW la energía del arco requerida será $1 \text{ kJ/mm} \times 80/60$, es decir 1.3 kJ/mm.

Con el sistema usado frecuentemente en el continente Europeo, el valor de entrada de calor ya está afectado por la eficiencia del arco, de tal forma que si se requiere una entrada de calor de 1 kJ/mm, el valor obtenido de la fórmula de E debe ser incrementado por 100/800 (osea 1.25 kJ/mm) para procesos SMAW y GMAW, por 100/60 (osea 1.7 kJ/mm) para proceso GTAW y debe permanecer igual para proceso SAW.

Para juntas a tope y en filete soldadas manualmente con electrodo revestido (SMAW), la entrada de calor se puede controlar mas fácilmente mediante la longitud de soldadura aplicada con un electrodo. La longitud del electrodo usado para hacer una longitud de soldadura se denomina relación de acabado, k , y es proporcional a la entrada de calor, E , en kJ/mm. Las tablas 5, 6, 7 y 8 muestran la relación entre el tamaño del electrodo, la longitud del cordón y la entrada de calor. El término eficiencia del electrodo se refiere a la relación del peso de metal depositado con la unidad de peso del núcleo del electrodo; eficiencias superiores al 100% corresponden a electrodos cuyos recubrimientos contienen apreciables cantidades de polvo de hierro que es incorporado dentro del metal fundido.

Tabla 5. Longitudes de cordones de electrodos para proceso SMAW con diferentes entradas de calor cuyos recubrimientos contengan poco o nada de polvo de hierro (eficiencia del electrodo menor que el 110%).

Heat input, kJ/mm	0.6	0.8	1.0	1.2	1.4	1.6	1.8	2.0	2.2	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	8.0
Run length, mm, from 410 mm of a 450 mm electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	220 355 550	165 270 415	130 215 330	110 180 275	95 150 235	135 205 275	120 185 290	105 165 260	95 130 205	85 110 175	— 95 150	— 80 130	— — 115	— — 105	— — 95	— — 85	— — 125	— — 115	— — 105
	5 6 6.3	870 — —	650 940 1040	520 750 830	435 625 690	370 535 590	325 470 520	290 415 460	260 375 415	235 340 375	205 300 330	150 215 235	130 185 205	115 165 185	105 150 165	95 135 150	85 125 135	— 115 125	— 105 115	— 95 105
	8 10	— —	— —	— —	1110 —	955 —	840 —	745 1160	610 1040	535 835	445 695	380 595	335 520	295 465	265 415	245 380	225 350	205 320	190 300	165 260
Run length from unit length of electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	0.53 0.87 1.35	0.40 0.65 1.01	0.32 0.52 0.81	0.27 0.44 0.67	0.23 0.37 0.58	— 0.33 0.50	— 0.29 0.45	— 0.26 0.40	— 0.24 0.37	— 0.21 0.32	— — 0.23	— — 0.20	— — —	— — —	— — —	— — —	— — —	— — —	— — —
	5 6 6.3	2.12 — —	1.59 2.40 2.53	1.27 1.84 2.02	1.06 1.53 1.68	0.91 1.31 1.44	0.79 1.14 1.26	0.71 1.02 1.12	0.64 0.92 1.01	0.58 0.83 0.92	0.51 0.73 0.81	0.42 0.61 0.67	0.36 0.52 0.58	0.32 0.46 0.50	0.28 0.41 0.45	0.25 0.37 0.40	0.23 0.33 0.37	0.21 0.31 0.34	— 0.28 0.31	— 0.26 0.29
	8 10	— —	— —	— —	2.72 —	2.34 —	2.05 —	1.82 2.53	1.64 2.55	1.49 2.31	1.31 2.04	1.09 1.70	0.94 1.48	0.82 1.28	0.73 1.13	0.65 1.02	0.59 0.93	0.50 0.78	0.47 0.73	0.41 0.64

Tabla 6. Longitudes de cordones de electrodos para proceso SMAW con diferentes entradas de calor cuyos recubrimientos contengan algo de polvo de hierro (eficiencia del electrodo mayor que el 110% y menor o igual que el 130%).

Heat input, kJ/mm	0.6	0.8	1.0	1.2	1.4	1.6	1.8	2.0	2.2	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	8.0
Run length, mm, from 410 mm of a 450 mm electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	250 410 640	190 310 480	150 245 385	125 205 320	105 175 275	95 155 240	135 190 215	125 190 175	110 175 155	80 125 155	110 170 250	95 150 220	85 135 215	120 175 195	110 160 175	100 145 160	90 135 150	85 125 140	105 120
8 10	— —	— —	— —	— —	1100 965	860 —	775 1210	705 1100	620 965	515 805	440 690	385 605	345 535	310 485	280 440	260 405	240 370	220 345	195 300	—
Run length from unit length of electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	0.62 1.01 1.57	0.46 0.76 1.18	0.37 0.60 0.94	0.31 0.50 0.79	0.26 0.43 0.67	0.23 0.38 0.59	0.34 0.52 0.67	0.30 0.43 0.59	0.27 0.43 0.59	0.24 0.38 0.51	0.27 0.42 0.61	0.24 0.37 0.53	0.21 0.33 0.47	0.29 0.43 0.48	0.27 0.39 0.44	0.25 0.36 0.40	0.23 0.34 0.37	0.21 0.30 0.34	— 0.27 0.30
5 6 6.3 8 10	2.46 — — — —	1.84 2.68 2.99 — —	1.48 2.13 2.40 — —	1.23 1.78 2.00 — —	1.05 1.52 1.71 2.70 —	0.92 1.33 1.50 2.36 —	0.82 1.18 1.33 — —	0.74 1.06 1.20 1.89 2.95	0.67 0.97 1.09 1.72 2.69	0.59 0.85 0.96 1.51 2.36	0.49 0.71 0.80 1.26 1.96	0.42 0.61 0.68 1.08 1.68	0.37 0.53 0.60 0.94 1.47	0.33 0.47 0.53 0.84 1.31	0.29 0.43 0.48 0.76 1.18	0.27 0.39 0.44 0.69 1.07	0.25 0.36 0.40 0.63 0.98	0.23 0.34 0.37 0.58 0.91	0.21 0.30 0.34 0.54 0.84	— 0.27 0.30 0.47 0.74

Tabla 7. Longitudes de cordones de electrodos para proceso SMAW con diferentes entradas de calor cuyos recubrimientos contengan un alto contenido de polvo de hierro (eficiencia del electrodo mayor que el 130%).

Heat input, kJ/mm	0.6	0.8	1.0	1.2	1.4	1.6	1.8	2.0	2.2	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	8.0
Run length, mm, from 410 mm of a 450 mm electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	325 395 620	195 315 495	160 265 415	135 225 355	120 200 310	105 175 275	95 160 250	85 145 225	— 125 200	— 105 165	— 90 140	— — 125	— — 110	— — 100	— — 90	— — 80	— — —	— — —	— — —
	5 6 6.3	— — —	780 1120 1230	650 935 1030	555 800 880	485 700 770	430 620 685	390 560 620	355 510 560	310 450 495	260 370 410	220 320 350	195 280 310	170 250 275	155 225 245	140 205 225	130 185 205	120 170 190	110 160 175	95 140 155
	8 10	— —	— —	— —	— —	1240 —	1100 —	1000 —	905 —	800 1240	665 1030	570 890	500 780	445 690	400 620	360 565	330 520	305 480	285 445	250 390
Run length from unit length of electrode of diameter, mm:	2.5 3.2 4	0.79 0.97 1.52	0.48 0.78 1.22	0.40 0.65 1.01	0.34 0.56 0.87	0.30 0.49 0.76	0.26 0.43 0.67	0.24 0.39 0.61	0.22 0.35 0.55	— 0.31 0.49	— 0.26 0.40	— 0.22 0.35	— — 0.30	— — 0.27	— — 0.24	— — 0.22	— — 0.20	— — —	— — —	— — —
	5 6 6.3	— — —	1.90 2.74 3.01	1.58 2.28 2.51	1.36 1.95 2.15	1.18 1.71 1.88	1.05 1.52 1.67	0.95 1.36 1.51	0.86 1.24 1.37	0.76 1.10 1.20	0.63 0.91 1.00	0.54 0.78 0.86	0.48 0.68 0.75	0.42 0.61 0.67	0.38 0.55 0.60	0.35 0.50 0.55	0.32 0.46 0.50	0.29 0.42 0.46	0.27 0.39 0.43	0.24 0.34 0.38
	8 10	— —	— —	— —	— —	3.04 —	2.71 —	2.43 —	2.21 —	1.96 3.04	1.62 2.53	1.39 2.17	1.22 1.90	1.08 1.69	0.97 1.52	0.88 1.38	0.81 1.26	0.75 1.17	0.70 1.08	0.61 0.95

Tabla 8. Valores de entrada de calor para soldaduras en filete simples (estos valores se deben emplear solamente cuando las soldaduras en filete sean requeridas con un mínimo tamaño de filete específico; en otros casos la entrada de calor se controla especificando la longitud del cordón del electrodo como en las tablas anteriores).

Minimum leg length for single run fillet weld	Manual metal-arc welding			Tubular cored arc welding
	Heat input for electrode efficiencies			
	≤110%	>110% ≤130%	>130%	
mm	kJ/mm	kJ/mm	kJ/mm	kJ/mm
4	0.8	1.0	—	1.4
5	1.1	1.4	0.6	1.6
6	1.6	1.8	0.9	1.8
8	2.2	2.7	1.3	2.2
10	3.0	4.0	1.8	3.0

Los resultados de muchas fuentes confirman que existe una relación entre la energía del arco, el diámetro del núcleo del electrodo, d en mm, y la relación de acabado, k. Para electrodos con recubrimientos libres o con bajos contenidos de polvo de hierro con eficiencias de electrodo no mayores que el 110% (por ejemplo un electrodo básico con clasificación AWS EXX16) se tiene la siguiente relación:

$$k = E/d^2/51$$

Para electrodos con contenidos medianos de polvo de hierro y con eficiencias de electrodo por encima del 110% pero no mayores que el 130% (por ejemplo electrodos con clasificación AWS EXX14 y EXX18) se tiene:

$$k = E/d^2/59$$

Para electrodos con contenidos altos de polvo de hierro y con eficiencias de electrodo por encima del 130% (por ejemplo electrodos con clasificación AWS EXX24, EXX27 y EXX28) se tiene:

$$k = E/d^2/76$$

En las tablas 5, 6, 7 y 8, se describen las conversiones de los valores de entrada de calor dados en los diagramas de soldabilidad a longitudes de soldadura (el recíproco de k) para diferentes tamaños de electrodos revestidos.

El control de soldaduras en filete por la longitud es posible pero se debe manejar con cuidado ya que se pueden obtener diferentes tamaños de catetos a la misma entrada de calor en posiciones de soldadura distintas a la plana. Mas aun, la mínima longitud del tamaño del filete (cateto) se utiliza normalmente para cálculos de resistencia y para inspección de control de calidad, mientras que la longitud media del cateto (promedio) está relacionada mas estrechamente con la tasa de enfriamiento de la ZAT. Si se ha depositado un filete de tamaño estándar y las longitudes mínimas de cateto son especificadas, los valores de entrada de calor descritos en la tabla 8 pueden ser utilizados con los diagramas de soldadura apropiados al tipo de acero. Cuando se usen los valores de la tabla 8, se deben realizar verificaciones periódicas de las longitudes del cordón para asegurar que la entrada de calor requerida está siendo utilizada. Cuando se empleen técnicas de arcos múltiples o arcos gemelos (un arco opuesto al otro pero aplicados de forma simultánea) se deben sumar los valores de entrada de calor de cada arco y condición para evaluar la entrada de calor total en la junta.



3.3.1.9 Precalentamiento y temperatura entre pases

Para el trazado de los diagramas se asumió que el precalentamiento es aplicado localmente, a todo lo largo de la línea de la soldadura y que la temperatura en ambos lados de la junta es garantizada en al menos 75 mm del eje de la soldadura en el lado opuesto de la platina que se precalienta. En caso de que el control de temperatura no se pueda hacer en el lado opuesto al lado calentado, la fuente de calor debe ser removida y permitir suficiente tiempo (1 minuto por cada 25 mm de espesor) para que se uniformice la temperatura antes de hacer la medición. Los precalentamientos generales (en toda la pieza) permiten utilizar menores temperaturas de precalentamiento en ciertos casos, pero lo anterior debería ser confirmado por una prueba de simulación de junta; de manera contraria, un precalentamiento local con características inferiores a las que se presentaron antes demanda una mayor temperatura de precalentamiento.

3.3.1.10 Otras consideraciones

En la técnica del poscalentamiento, el ancho de la franja calentada no es un factor tan importante como lo son el asegurar que la soldadura y la zona afectada por el calor no caigan por debajo de la temperatura especificada de poscalentamiento.

En el desarrollo de los diagramas se utilizó siempre un ensamble de junta pobre que equivale a una soldadura en filete con una abertura de raíz de 0.4 mm. Si es posible garantizar mejores condiciones de ensamble de junta, existe una fuerte posibilidad de utilizar procedimientos menos exigentes sin riesgo de agrietamiento asistido por hidrógeno, sin embargo esta posibilidad debe ser confirmada por una prueba de simulación.

Se sabe del conocimiento de las fallas por fatiga que el desalineamiento entre dos platinas soldadas a tope incrementan la concentración de esfuerzos y existe

alguna evidencia de que un efecto adverso parecido sucede con el agrietamiento por hidrógeno.

Por último, es importante asegurar que los puntos de soldadura sean efectuados con el mismo procedimiento utilizado para las soldaduras principales o, en su defecto, que los procedimientos para aplicarlos sean seguros. Los puntos deben tener una longitud adecuada, para lo cual existen recomendaciones tales como que sean de al menos 50 mm o cuatro veces el espesor de la parte mas gruesa, el que sea menor.

3.3.2 Aceros de bajo contenido de carbono o aceros dulces

Los límites de composición química aproximada de estos aceros son: carbono (C) no mayor que 0.25%, manganeso (Mn) no mayor que 1.0% y silicio (Si) no mayor que 0.5%. Este tipo de acero es generalmente una de las clases mas soldable de aceros. Su templeabilidad o, lo que es lo mismo, su nivel de equivalente en carbono son tan bajos que cualquier clasificación de electrodo disponible que alcance sus propiedades mecánicas puede ser utilizado para soldarlos.

El precalentamiento no es necesario para secciones delgadas y para valores de CE menores que 0.30 no se requiere el control sobre el tamaño del cordón para cualquier espesor combinado. Las soldaduras en posición vertical y sobrecabeza se pueden aplicar satisfactoriamente con una entrada de calor de 1.3 kJ/mm en cualquier espesor para niveles de CE hasta 0.32. Las soldaduras en posiciones horizontal y vertical se pueden realizar a 1.8 kJ/mm para CE de hasta 0.34. Para este tipo de aceros es común no conocer exactamente la composición química por lo que se debe asumir en estos casos un máximo valor de CE de 0.38. En la tabla 9 se resumen las entradas de calor que se deben usar para controlar el tamaño del cordón de soldadura cuando se sueldan aceros dulces sin precalentamiento con un nivel de equivalente en carbono asumido en 0.38.

Para secciones más gruesas que 70 mm, se puede requerir el precalentamiento y en la tabla 10 se presentan dos niveles de temperaturas que se pueden seleccionar con base en la entrada de calor, en el espesor combinado de la junta y en el nivel de hidrógeno aproximado. El empleo de electrodos de bajo contenido de hidrógeno se requieren solamente cuando el espesor de la platina excede los 25 mm o si un nivel de tenacidad específico es requerido; al respecto el código AWS D1.1-98 establece que solo se deben emplear electrodos de bajo hidrógeno para soldar aceros ASTM A36 mayores que 25.4 mm cuando hacen parte de estructuras cargadas cíclicamente. Es importante aclarar que el empleo de tales electrodos u otros procesos de bajo potencial de hidrógeno, posibilitan la reducción de las temperaturas de precalentamiento y los tamaños de cordón.

Tabla 9. Máximo espesor combinado de junta para soldar aceros dulces sin precalentamiento con un valor de CE máximo de 0.38

Heat input, kJ/mm	Maximum combined thickness, mm							
	Manual metal arc, gas-shielded metal arc with hydrogen potential:				Submerged-arc with hydrogen potential:			
	High (A)	Medium (B)	Low (C)	Very low (D)	High (A)	Medium (B)	Low (C)	Very low (D)
0.6	22	27	35	—	27	35	42	—
1.0	38	45	60	—	47	57	72	—
1.4	52	63	80	—	66	80	—	—
1.8	66	80	—	—	—	—	—	—
≥2.2	80	—	—	—	—	—	—	—

Notes: 1 A dash indicates no limit.

2 Lower values of combined thickness may be required for highly restrained joints.

Tabla 10. Máximo espesor combinado de junta para soldar aceros dulces con precalentamiento con un valor de CE máximo de 0.38

Preheat temperature, °C	Heat input, kJ/mm	Maximum combined thickness, mm							
		Manual metal arc, gas-shielded metal arc with hydrogen potential:				Submerged-arc with hydrogen potential:			
		High (A)	Medium (B)	Low (C)	Very low (D)	High (A)	Medium (B)	Low (C)	Very low (D)
75	0.6	27	33	50	—	35	43	55	—
	1.0	45	55	—	—	58	72	—	—
	1.4	62	77	—	—	80	—	—	—
	1.8	80	—	—	—	—	—	—	—
100	0.6	35	45	—	—	42	—	—	—
	1.0	55	—	—	—	70	—	—	—
	1.4	80	—	—	—	—	—	—	—

Notes: 1 A dash indicates no limit.

2 Lower values of combined thickness may be required for highly restrained joints.

Aunque el máximo CE para aceros dulces es generalmente 0.38 en secciones relativamente delgadas, se pueden encontrar niveles de CE mayores en espesores por encima de los 100 mm ya que para estas secciones se deben incrementar los niveles de carbono y manganeso para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas por la especificación particular (no se cuenta con el efecto benéfico del endurecimiento por deformación dado por el proceso de laminación a espesores delgados). Cuando el contenido de manganeso excede 1.2% el acero se debe considerar como si fuera un acero al C-Mn. Cuando solamente se sabe el contenido de carbono de una sección de gran espesor, el procedimiento se trata como se explica en el numeral 3.3.5 para aceros totalmente endurecibles en su ZAT, es decir que forman el 100% de martensita.

3.3.3 Aceros al carbono – manganeso

El segundo grupo de aceros por discutir se refiere a los aceros al C-Mn con o sin la adición de elementos microaleantes tales como Nb, Al, V o Ti, tema que será ampliado en el capítulo dedicado exclusivamente a los aceros de alta resistencia y baja aleación en el numeral 3.4.

Estos aceros tienen una templabilidad relativamente baja y el precalentamiento no es usualmente necesario para espesores delgados. Aquellos espesores que se pueden soldar sin necesidad de precalentamiento dependerán de su composición química, del nivel de hidrógeno y del tamaño del cordón (directamente relacionado con la entrada de calor, como se dijo anteriormente). En la figura 24 se muestran los factores necesarios para definir aquellos espesores que pueden ser manipulados sin precalentamiento. En este diagrama se emplean el eje del CE apropiado A, B, C ó D (seleccionado de la tabla 4) junto con el máximo valor de CE para el acero en cuestión para identificar la línea de enlace entre el espesor combinado de la junta y la mínima entrada de calor segura que debe considerar el procedimiento.

La figura 25 (Ref. 34) es un diagrama del que se pueden deducir las condiciones de soldadura (temperatura de precalentamiento y entrada de calor) para soldar juntas de aceros con determinado CE y espesor combinado utilizando un proceso con cierto nivel potencial de hidrógeno. El diagrama se utiliza de la siguiente manera: (1) seleccione el eje de CE apropiado para el nivel de hidrógeno del proceso, tipo de junta, etc., a partir de la tabla 4; (2) calcule el valor del CE (IIW) del acero con base en su composición química y trazar una línea vertical dentro de la zona de precalentamiento del diagrama; (3) calcule el espesor combinado de la junta en cuestión y seleccione la curva correspondiente en el diagrama; (4) decida las limitaciones en la entrada de calor, tamaño del cordón o tamaño del electrodo que pueda utilizarse de acuerdo con el proceso, limitaciones que

pueden provenir de soldaduras en posición (sobrecabeza, vertical, etc.) o por la necesidad de alcanzar niveles de tenacidad mínimos en el metal de soldadura o en la ZAT; (5) trace la línea horizontal para obtener el nivel de precalentamiento requerido en el cruce con la línea vertical trazada en el paso 3 descrito antes. También puede usarse a partir del paso 3 de la siguiente manera: (4') seleccionar la curva del nivel de precalentamiento que se pretende utilizar y ubicar el punto de corte con la línea vertical del paso 3; (5') trazar una horizontal a partir de este punto hasta cortar la curva del espesor combinado de la junta particular; (6') trazar una vertical hasta encontrar las condiciones de entrada de calor que se deben cumplir en el procedimiento mediante la selección del proceso de soldadura y las condiciones de aplicación.

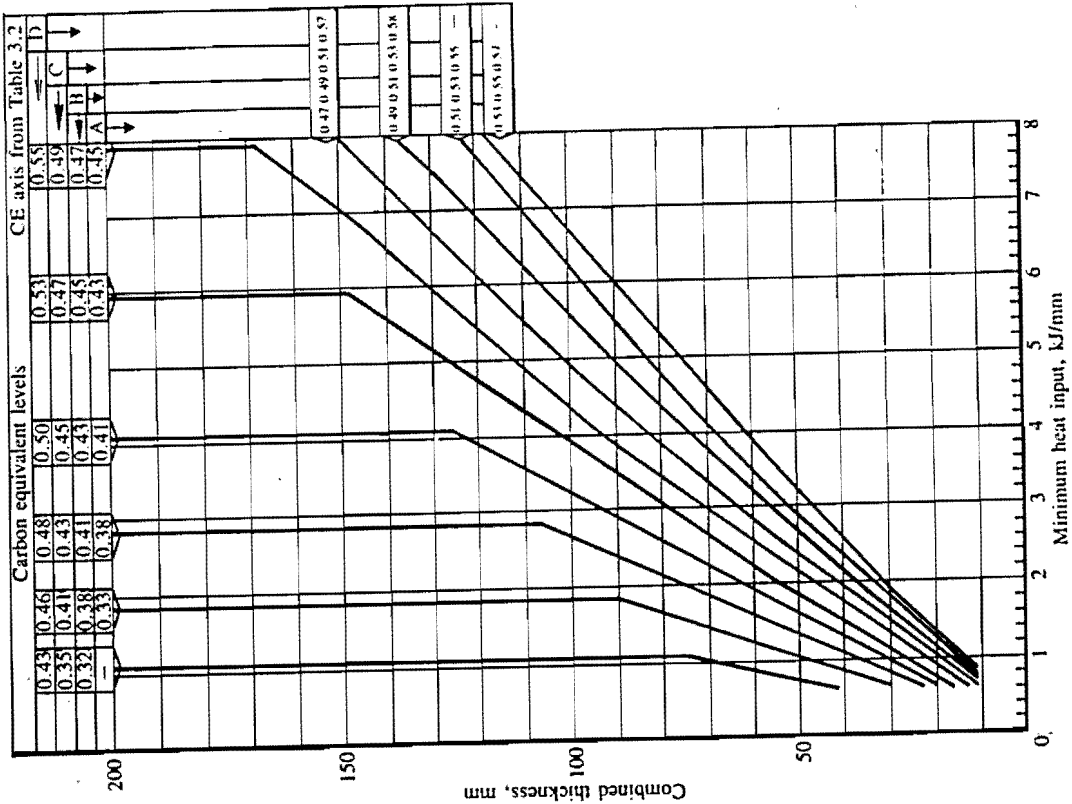


Figura 24. Procedimientos para aceros al C-Mn sin precalentamiento (el tamaño del electrodo y la longitud del cordón se seleccionan de las tablas 5, 6, 7 y 8).

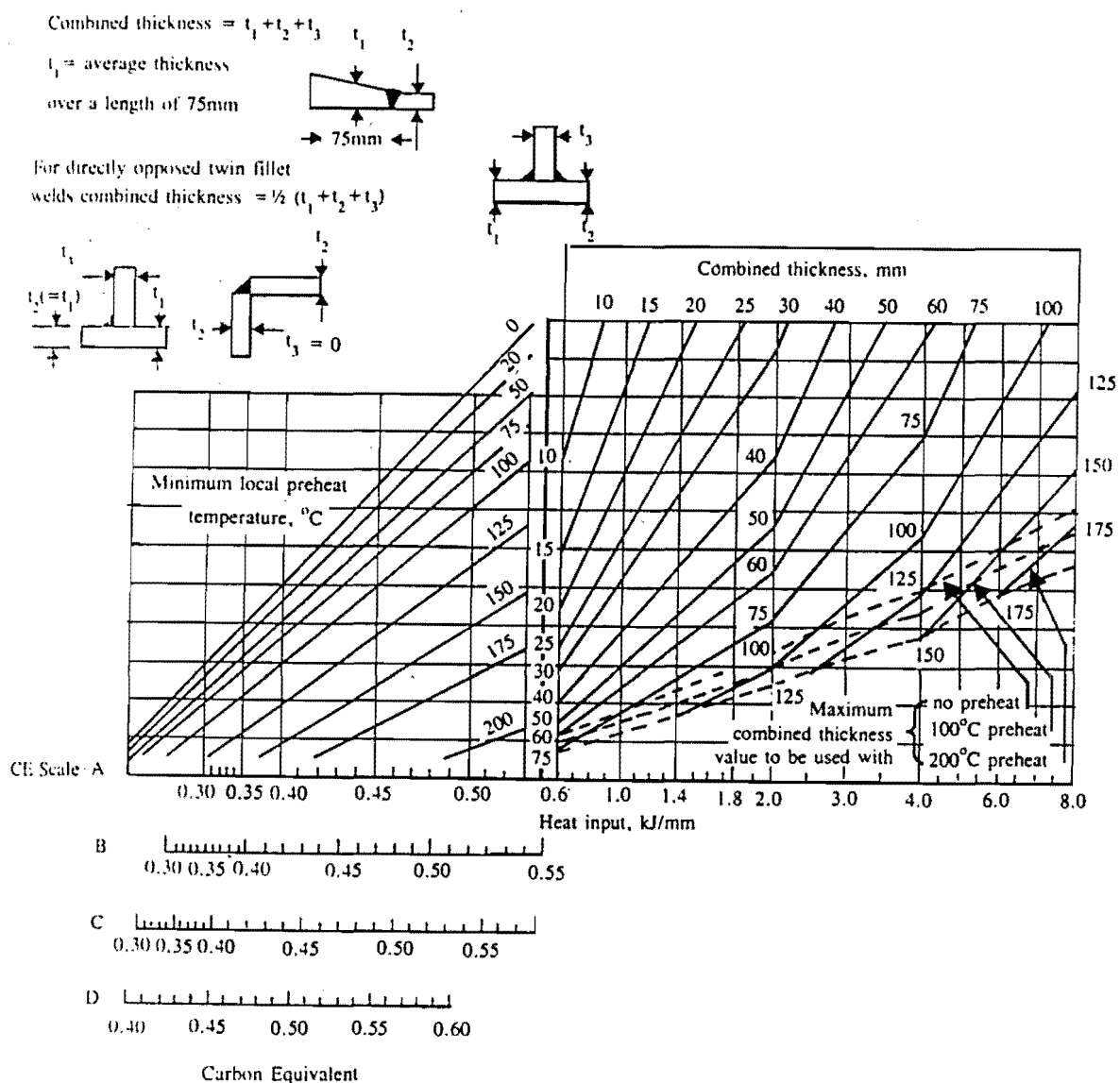


Figura 25. Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con precalentamiento.

La misma información del diagrama anterior se presenta nuevamente en los diagramas indicados en la figura 26 subdividida para que la temperatura de precalentamiento, el espesor combinado y la entrada de calor para un nivel específico de CE se puedan enfatizar. Estos diagramas de soldabilidad fueron

desarrollados con base en un proceso (SMAW) con una eficiencia del 80%, de tal manera que si se va a utilizar un proceso de soldadura diferente se deben emplear los factores de conversión de la energía de entrada indicados en el numeral 3.3.1.8.

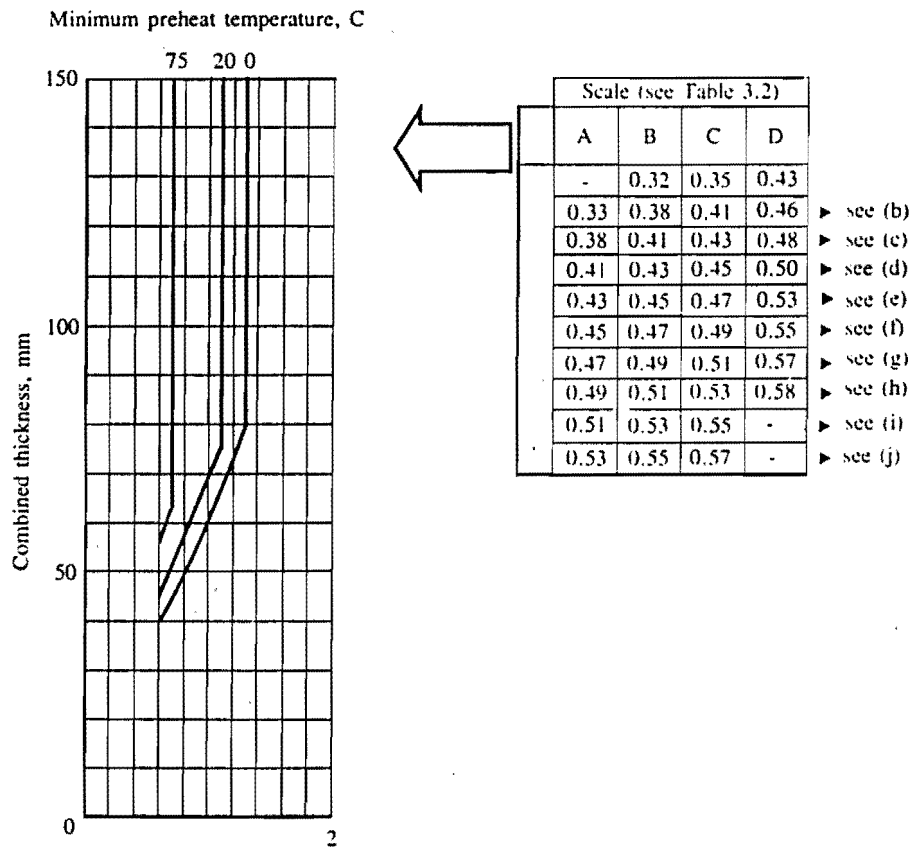


Figura 26. (a) Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.

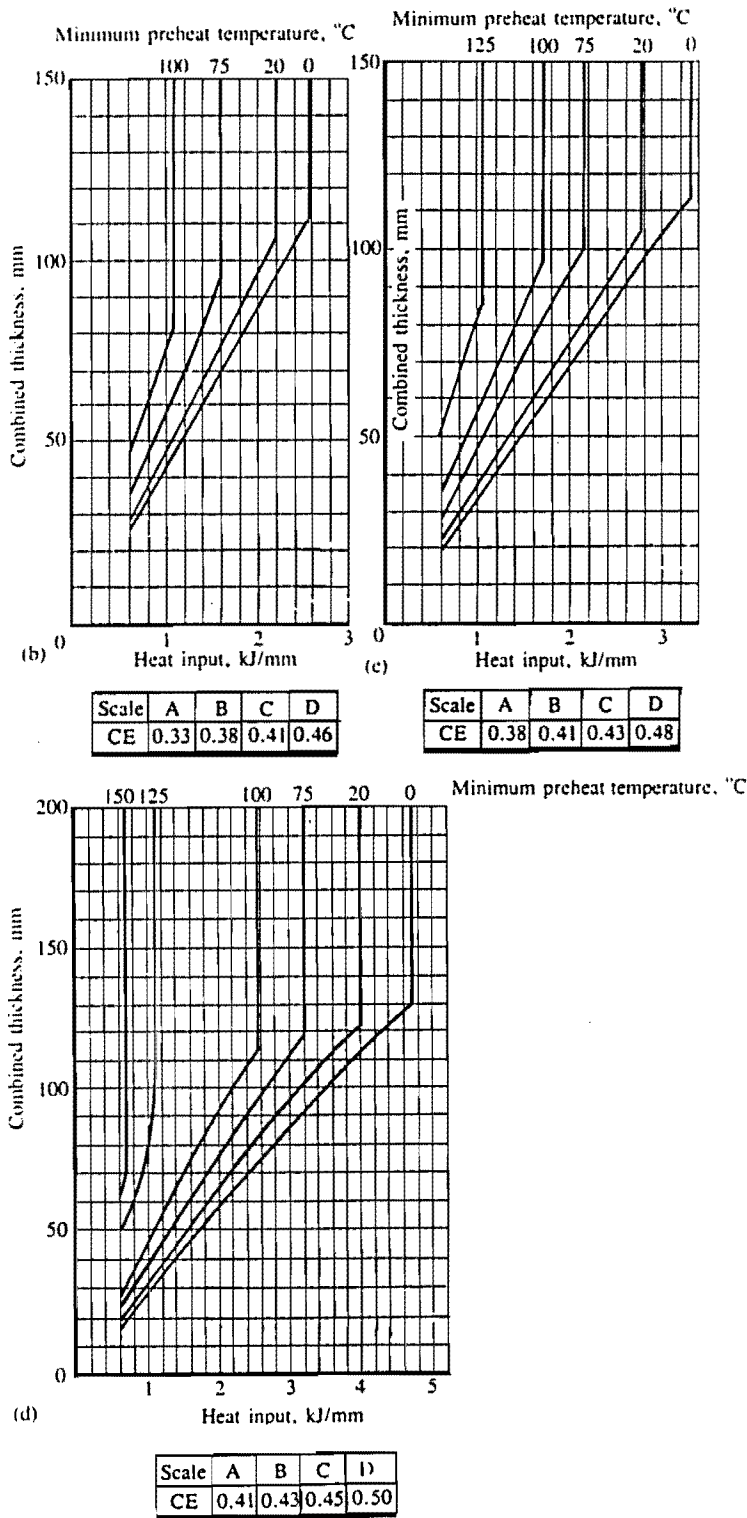


Figura 26. (b), (c) y (d) Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.

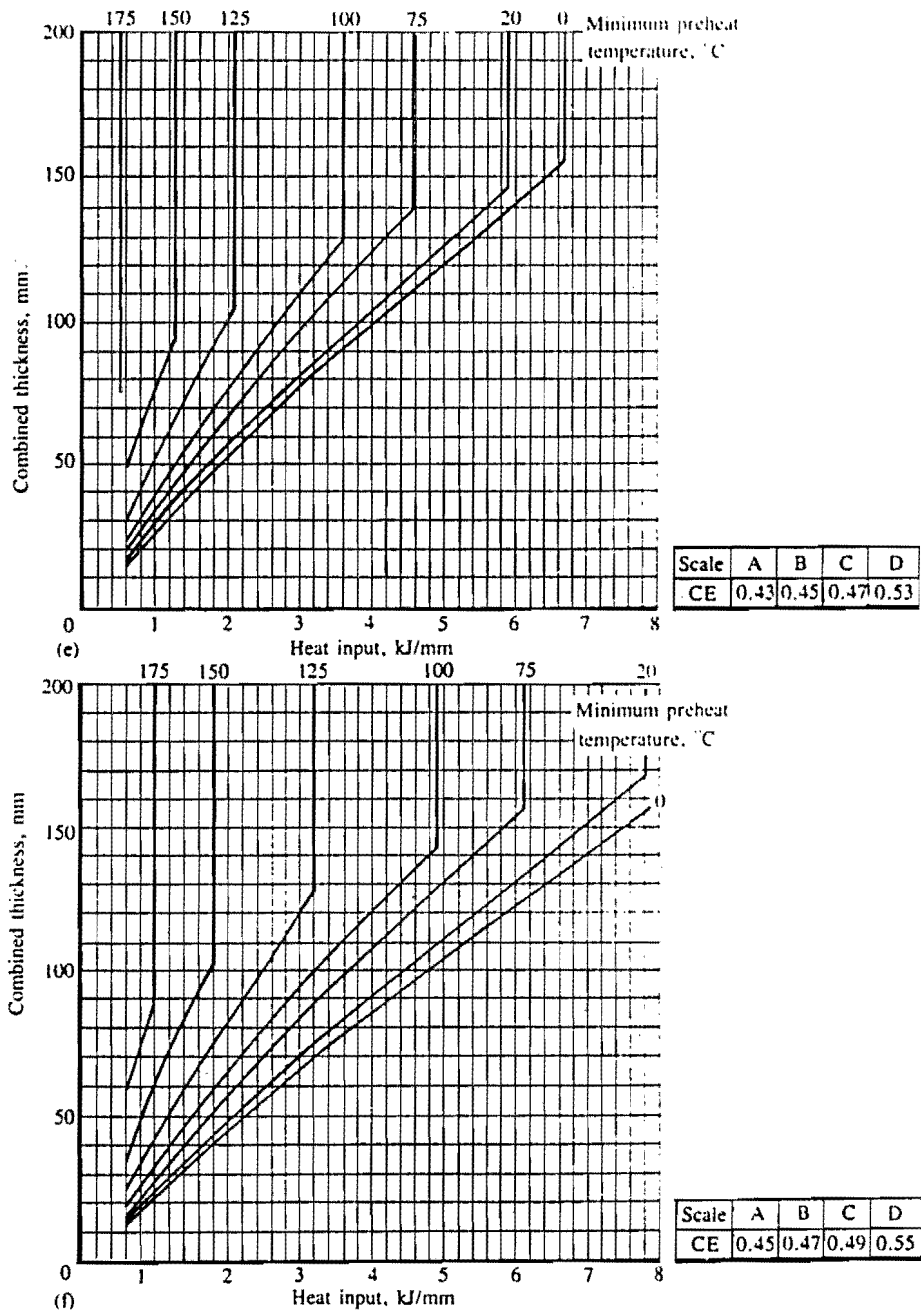


Figura 26. (e) y (f) Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.

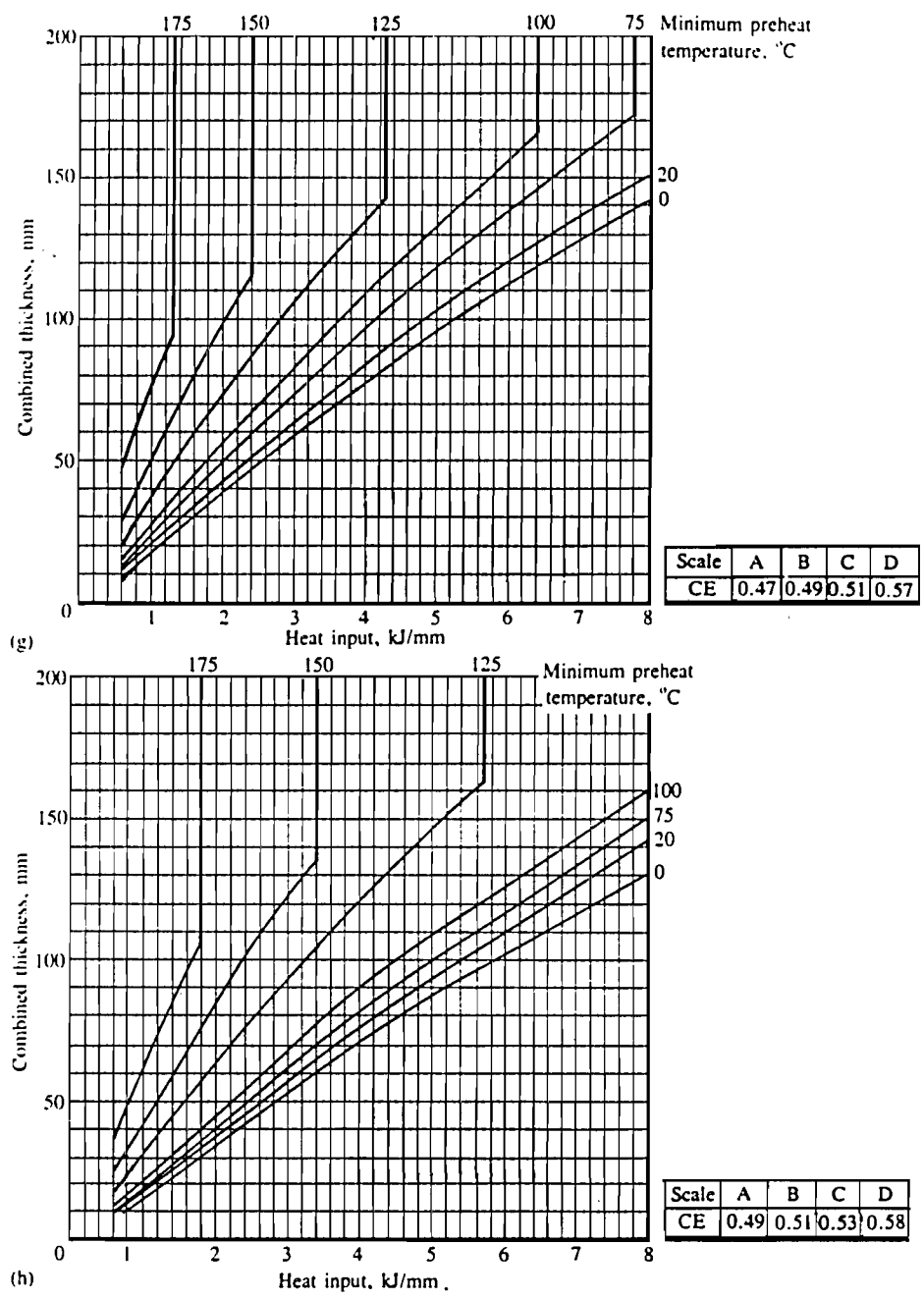


Figura 26. (g) y (h) Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.

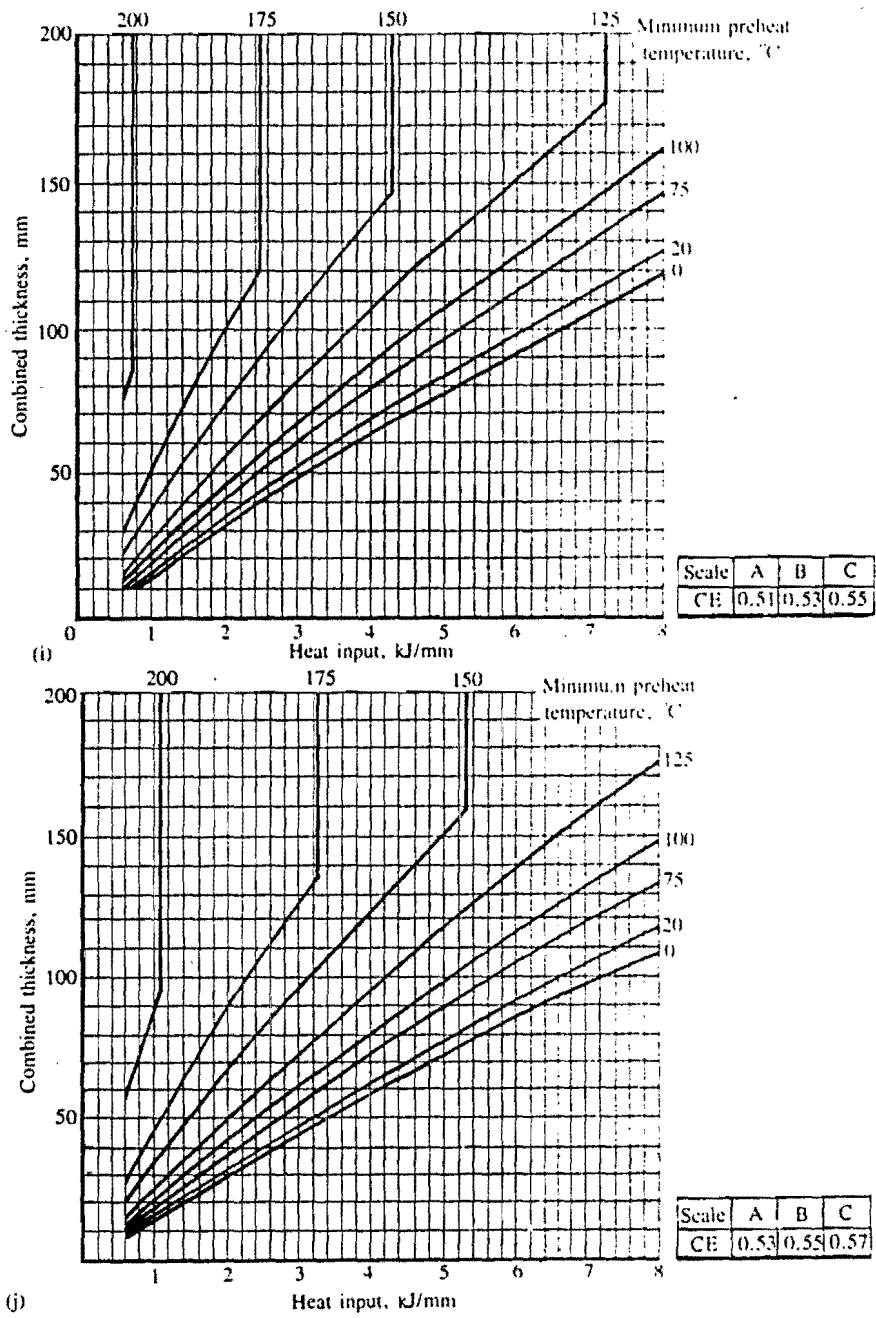


Figura 26. (i) y (j) Procedimientos para soldar aceros al C-Mn con valores seleccionados de CE.

Siempre que los requerimientos de resistencia y tenacidad se puedan alcanzar no es esencial el empleo de procesos de bajo hidrógeno, aunque dichos procesos permiten la reducción de los tamaños de los cordones y de las temperaturas de precalentamiento. En términos generales siempre resulta ventajoso utilizar el consumible de más baja resistencia consistente con el alcance de la resistencia y la tenacidad requeridas. La probabilidad del agrietamiento asistido por hidrógeno en este tipo de aceros se incrementa cuando se aumentan los contenidos de carbono y de manganeso. Es importante que los puntos de soldadura se hagan usando el mismo procedimiento definido para las soldaduras principales y que tengan por lo menos las dimensiones indicadas en el numeral 3.3.1.10.

Cuando se tengan que soldar aceros al C-Mn de sección muy gruesa y exista la probabilidad de que se formen estructuras totalmente martensíticas en la ZAT se deben aplicar los procedimientos en el numeral 3.3.5.

3.3.4 Aceros de baja aleación y bajo contenido de carbono

Los límites de composición química de este tipo de aceros son aproximadamente los siguientes: carbono no mayor que 0.20%, manganeso no mayor que 1.5% y otros elementos en cantidades tales que el CE no excede por mucho el valor de 0.6, es decir que tienen un contenido de aleación insuficiente para conferirle al acero una alta templabilidad: en este grupo de aceros la templabilidad se considera alta si se obtiene una ZAT totalmente endurecida cuando se suelda un espesor combinado de 25 mm a una estrada de calor de 1.4 kJ/mm.

Estos aceros tienen generalmente una relativa baja templabilidad y pueden a menudo ser soldados satisfactoriamente con procedimientos similares a aquellos usados para aceros al C-Mn. Algunos de ellos, sin embargo, muestran una susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno a niveles de dureza de la ZAT

dados cuando se comparan con aceros al C-Mn. Por ejemplo, cuando se utilizan procesos de alto y medio hidrógeno, un acero al boro-molibdeno tiene una dureza crítica de la ZAC de 375 HV en lugar de 350 HV; por otro lado, aunque existen diferencias en el comportamiento de transformación, el acero al Mn-Cr-Mo-V se asemeja al acero al C-Mn en los valores críticos de dureza. El empleo de la figura 25 desarrollada para aceros al C-Mn puede por lo tanto resultar en algunas instancias en procedimientos inseguros o antieconómicos.

De los muchos aceros individuales de este grupo solo se han examinado en detalle algunos pocos y se presentan los procedimientos para éstos, pero los otros pueden ser tratados bien sea como aceros al C-Mn o como aceros aleados totalmente endurecibles (numeral 3.3.6). En uno u otro caso la presencia del boro debe ser tomada en cuenta ya que este elemento de aleación hace al acero mas endurecible aun en pequeñas cantidades. Aunque el boro no está incluido en la fórmula de CE, si lo está en la fórmula del parámetro de composición P_{cm} con un factor de multiplicación de cinco (5).

Electrodos y procesos de bajo contenido de hidrógeno se requieren normalmente para producir los niveles necesarios de resistencia y tenacidad, aunque en secciones delgadas es posible obtener soldaduras sanas con electrodos rutilicos.

Los aceros al Mn-Cr-Mo-V (especificación BS 1501, parte 2, 1988-271, -281) son menos endurecibles que lo que se podría esperar de sus niveles de CE definidos a partir de su composición química. Para reducir la dureza de la ZAT, entonces, se requieren menores temperaturas de precalentamiento que las necesitadas para aceros al C-Mn. Los procedimientos para soldar este acero basado en un nivel máximo de CE de 0.62 pueden ser obtenido de la figura 27. En caso de que se espere una estructura totalmente martensítica en la ZAT, los niveles adecuados de precalentamiento pueden ser determinados a partir de la curva L de la figura 28.

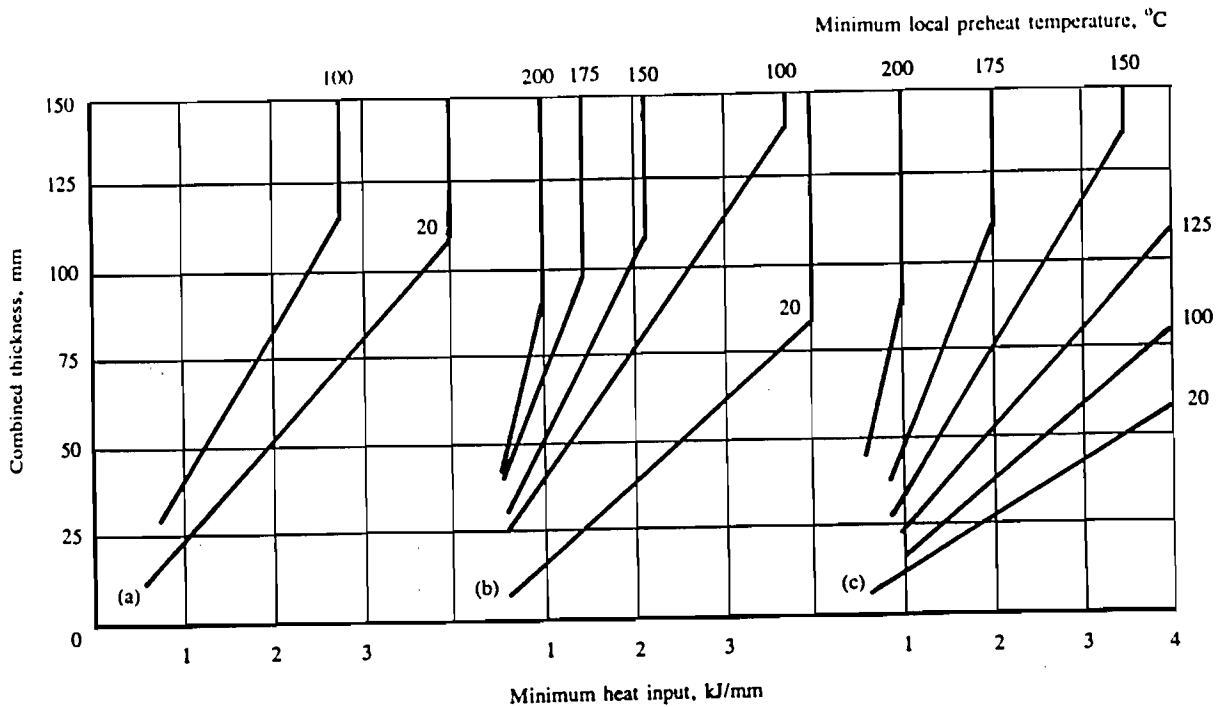


Figura 27. Procedimientos para soldar aceros al Mn-Cr-Mo-V con un máximo CE de 0.62: (a) procesos de muy bajo hidrógeno, escala D; (b) procesos de bajo hidrógeno, escala C; (c) procesos de medio y alto hidrógeno, escalas A y B.

Para el acero ASTM A 514 grado B, los resultados de trabajo experimental con pruebas de severidad térmica controlada indican que una dureza crítica de 400 HV puede ser tolerada sin agrietamiento en frío usando electrodos con contenidos medios de hidrógeno (electrodos básicos secados de manera normal). Cuando se utilizan electrodos de bajo hidrógeno que alcancen la resistencia del material se obtuvo un nivel de dureza crítica similar. Los estudios de la templabilidad de este acero sugieren que el empleo de la fórmula de CE del IIW sobrestima el efecto de la composición química cuando se selecciona una tasa de enfriamiento para producir un nivel de dureza de 400 HV. Lo anterior hace posible utilizar directamente la figura 25 para predecir procedimientos de soldadura para el acero ASTM A 514 grado B siempre que la escala de CE marcada con C (para un nivel de hidrógeno bajo) se considere como referencia para electrodos de acero dulces de mediano contenido de hidrógeno y para electrodos de bajo hidrógeno que

alcancen la resistencia del metal. Es recomendable considerar las limitaciones del fabricante del acero en la energía del arco y en el precalentamiento para evitar reducir la tenacidad a la fractura de la ZAT. Si se esperan ZAT totalmente endurecidas se puede utilizar el diagrama de la figura 29 seleccionando la curva de aceros al C-Mn.

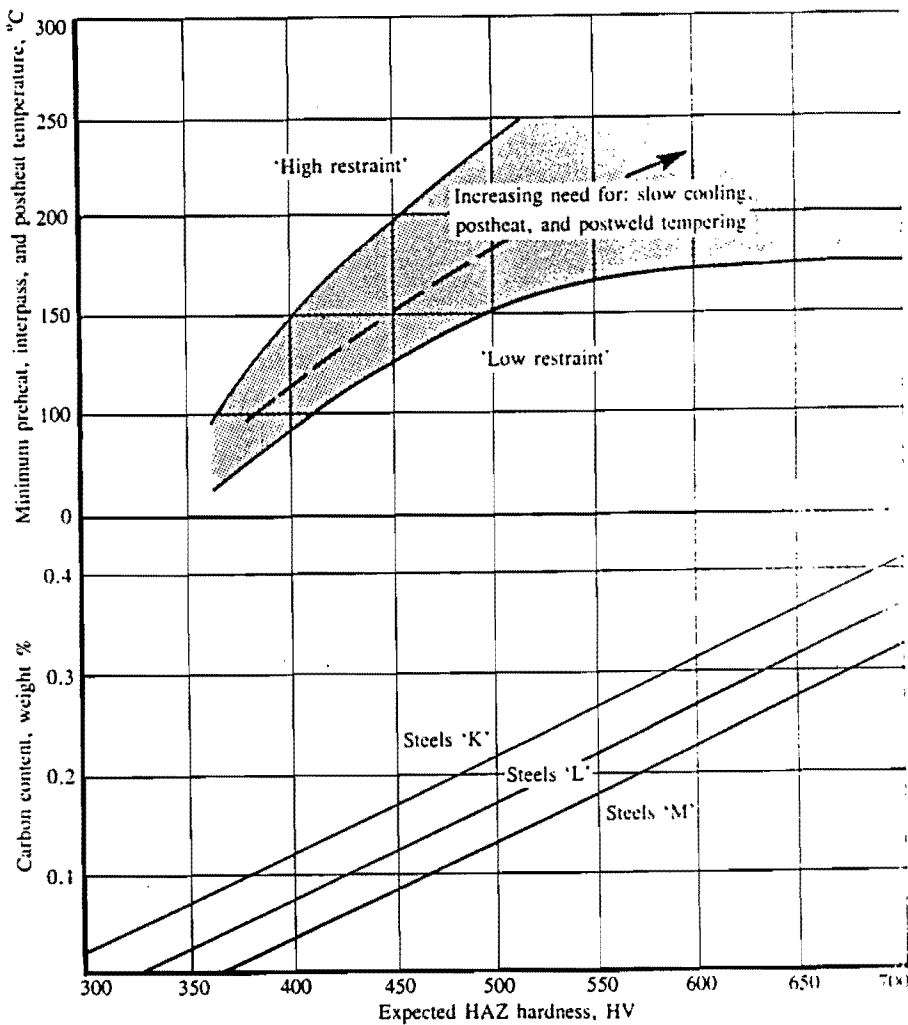


Figura 28. Diagrama para seleccionar temperaturas de precalentamiento mínimo, entre pases y poscalentamiento para aceros aleados y de baja aleación que presenten ZAT totalmente endurecida.

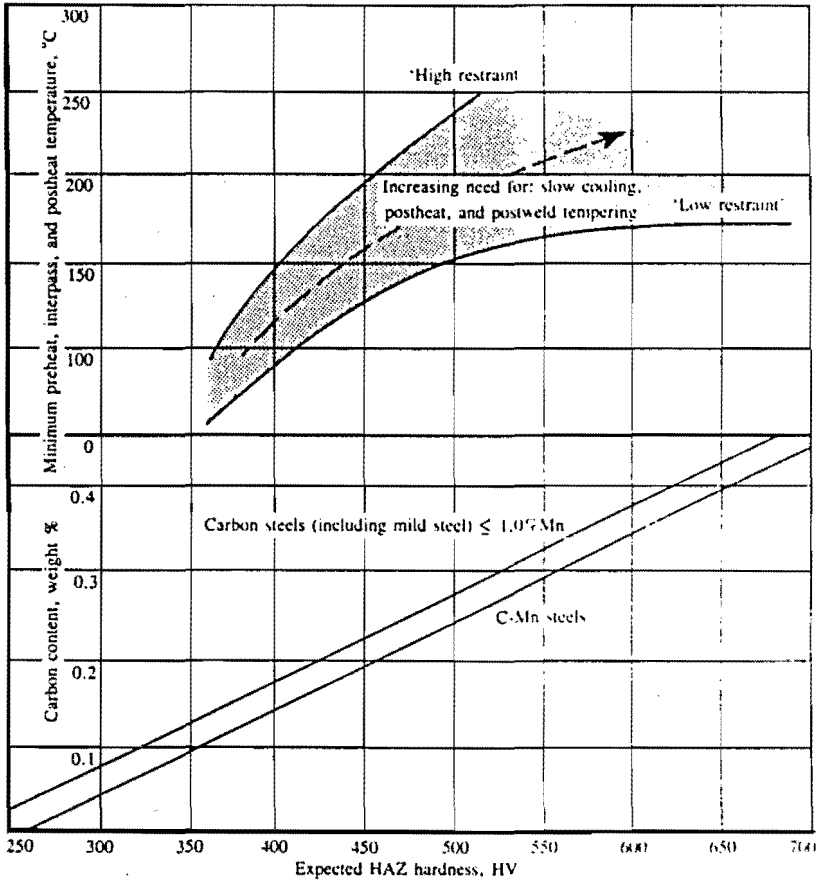


Figura 29. Diagrama para seleccionar temperaturas de precalentamiento mínimo, entre pases y poscalentamiento para aceros al carbono y aceros al C-Mn que presenten una ZAT totalmente endurecida.

3.3.5 Aceros de mediano contenido de carbono y carbono – manganeso

Los límites aproximados de composición para los aceros de mediano contenido de carbono son: carbono entre 0.25% y 0.45%, manganeso no mayor que el 1.0% y silicio no mayor que el 0.5%. Para los aceros al C-Mn son: carbono entre 0.25% y 0.45%, manganeso entre el 1.0% y el 1.7% y silicio no mayor que el 0.5%. Los aceros de este grupo son usados para propósitos generales de ingeniería.

Para secciones delgadas, este tipo de aceros se pueden soldar utilizando los procedimientos recomendados en los numerales anteriores para aceros dulces y aceros al C-Mn ya que aseguran la ejecución de cordones suficientemente grandes para que las tasas de enfriamiento sean suficientemente lentas para evitar ciertos niveles de dureza susceptibles al agrietamiento por hidrógeno.

En secciones gruesas se pueden formar muy fácilmente estructuras totalmente martensíticas en la ZAT las cuales son muy susceptibles al agrietamiento por hidrógeno, por lo que los procedimientos de soldadura requeridos se vuelven similares a aquellos usados para aceros aleados tal como se observa en la figura 29 para aceros al carbono y aceros al C-Mn. Con el contenido de carbono se entra horizontalmente en el diagrama hasta obtener el nivel de dureza esperado en la ZAT para el tipo de acero particular; el movimiento vertical hacia la parte superior del diagrama revela el rango de temperaturas (precalentamiento, entre pases y poscalentamiento) para diferentes condiciones de restricción. La temperatura particular seleccionada dependerá del problema de soldadura específico y ésta puede ser reducida utilizando procesos de bajo hidrógeno particularmente cuando el contenido de carbono es bajo y la sección es delgada (en cuyo caso se debe confirmar el procedimiento por una prueba de simulación).

Con procedimientos de este tipo no se requiere controlar el tamaño del cordón, sin embargo cuando las condiciones son muy exigentes (alto contenido de

carbono, espesores grandes o altos niveles de restricción) existe alguna ventaja en producir cordones relativamente grandes.

3.3.6 Aceros aleados

El grupo de aceros aleados presenta los siguientes límites aproximados de composición química: carbono no mayor que 0.45% y total de los elementos de aleación excluyendo el manganeso mayor que el 1.0%.

La mayoría de los procesos de soldadura disponibles, con excepción quizá del proceso por electroescoria, produce una ZAT totalmente martensítica en estos aceros. Por consiguiente, el precalentamiento es un requerimiento en casi todas las circunstancias en las que se suelden para controlar la microestructura de la ZAT. Electrodo con revestimientos básicos aleados se requieren normalmente para alcanzar la resistencia y tenacidad requeridas y a veces para aportar la resistencia al Creep o al ataque por hidrógeno a temperaturas elevadas durante el servicio. Por esta razón, el metal de soldadura puede ser un lugar más propenso para la aparición de agrietamiento por hidrógeno. Para la soldadura de estos aceros es a menudo necesario restringir el tamaño de los cordones de soldadura e incluso la temperatura de precalentamiento para poder alcanzar las propiedades mecánicas deseadas (tal como una adecuada tenacidad) por lo que el empleo de procesos de bajo hidrógeno se convierte en un aspecto esencial.

De las muchas variedades de aceros de este grupo, el acero al Cr-Mo muestra una alta susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno y son más propensos que los otros para efectuarles un tratamiento para remoción de hidrógeno antes de que se puedan enfriar a temperatura ambiente después de la soldadura. Lo anterior es también aplicable a aceros con alto contenido de Mn, por encima de 1.7%.

Para aceros aleados de alta templabilidad se van a describir tres métodos para establecer procedimientos de soldadura: (1) control de temperatura, (2) las características de transformación isotérmica del material y (3) metales de aporte austeníticos o aleaciones de níquel. El primer método es más aplicable a aceros con bajos contenidos de carbono ($<0.30\%$) y el segundo es adecuado para aceros con contenidos de carbono altos; el tercer método se usa cuando las condiciones no permiten el empleo de altas temperaturas de precalentamiento.

3.3.6.1 Método del control de temperatura

Este método consiste en mantener la soldadura a una alta temperatura en general por encima de la temperatura de ocurrencia del agrietamiento por hidrógeno para que se acelere la remoción del hidrógeno por difusión. La temperatura se incrementa como precalentamiento, se mantiene durante la soldadura mediante la especificación de una temperatura mínima entre pases y, cuando se requiera una mayor reducción del nivel de hidrógeno, se mantiene después de la soldadura como un poscalentamiento. Las temperaturas indicadas en los diagramas son aquellas con las que las microestructuras totalmente endurecidas no se agrietarán a altos niveles de hidrógeno y dependen también de la restricción particular de la junta y del nivel de hidrógeno, lo cual hasta el momento en el ámbito tecnológico no puede ser descrito numéricamente.

La decisión de mantener la temperatura de la soldadura como poscalentamiento junto con un estimativo del tiempo de permanencia tiene que ser basado en una consideración de la concentración de hidrógeno al final de la soldadura y en alguna concentración crítica por debajo de la cual no ocurrirá el agrietamiento cuando la soldadura se enfríe hasta la temperatura ambiente. Actualmente, existe muy poca información respecto a estas concentraciones críticas aunque se han efectuado algunas estimaciones que se presentan mediante diagramas que expresan la cantidad de hidrógeno removido como un porcentaje de la

concentración inicial para diferentes tiempos de sostenimiento a una temperatura dada para diferentes espesores de platinas. Por este motivo, en este trabajo no se van a presentar (a parte de explicar concepto en sí y sus ventajas) diagramas relativos a la evolución del hidrógeno por el efecto de la permanencia de una soldadura a una temperatura de poscalentamiento y, mas bien, se deja a criterio y opción del lector el buscar y seleccionar los métodos y diagramas que más se ajusten a sus necesidades particulares de soldadura.

Los diagramas citados anteriormente, además de predecir tiempos de post-calentamiento, pueden ser usados para evaluar cualquier ventaja en términos de remoción de hidrógeno que pueda ser ganada por extender el tiempo entre pases a una temperatura controlada y/o reducir el tamaño del cordón de soldadura para disminuir la trayectoria de difusión del hidrógeno. Cuando se sueldan espesores altos, por ejemplo, el hecho de utilizar tiempos más largos entre pases puede producir al final niveles de hidrógeno más bajos de una manera más rápida que usando un largo tiempo de poscalentamiento después de la terminación de la soldadura.

Usando estos procedimientos se puede evitar el agrietamiento por hidrógeno (por control del nivel de hidrógeno) pero se advierte que la ZAT sigue totalmente dura y su tenacidad a la fractura puede ser inferior a la requerida. El riesgo de grietas por esfuerzos de corrosión (SCC) en servicio también puede existir dependiendo del nivel real de dureza y del ambiente de servicio del componente. A mayores niveles de carbono es recomendable hacer un tratamiento térmico (PWHT) de revenido de las microestructuras duras por calentamiento a temperaturas en el rango de 550°C y 650°C normalmente, siempre que la temperatura de revenido original no sea excedida. Para estos aceros es muy probable que a las temperaturas seleccionadas de precalentamiento/entre-pases/poscalentamiento la transformación de austenita a martensita sea incompleta; esto se puede determinar de los diagramas de transformación del acero o de las ecuaciones

empíricas para predecir la temperatura Ms. Por consiguiente, cuando el revenido se va a hacer directamente desde la temperatura de poscalentamiento cualquier austenita retenida es propensa a producir martensita dura en el enfriamiento a la temperatura ambiente, lo cual exigiría una subsecuente operación de revenido para estas microestructuras. Para estos aceros lo anterior podría ser evitado reduciendo la temperatura al final de la soldadura a un nivel mas bajo lo cual permite que se complete toda la transformación de la austenita en martensita (normalmente mayor que 180°C) a una temperatura donde el agrietamiento es improbable, antes de proceder al inmediato tratamiento de revenido final.

Las pruebas de simulación de juntas tienen un valor particular para confirmar procedimientos de soldadura para estos aceros en los que no hay suficiente información sobre su comportamiento y sobre los niveles de hidrógeno críticos.

El primer paso para soldar estos aceros es clasificarlo en uno de los cinco grados descritos en la tabla 11; estos grados están basados en pruebas de soldadura, en estudios del comportamiento de transformación durante el enfriamiento continuo (diagramas CCT) de los aceros y en la siguiente fórmula empírica que relaciona la composición química con la máxima dureza de la ZAT:

$$HV = 90 + 1050C + \{47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr\}$$

Los símbolos químicos se refieren al porcentaje del elemento en el acero pero esta fórmula no es aplicable para aceros de bajo carbono y baja aleación que contengan boro aunque parece que trabaja para aceros con altos contenidos de carbono. La parte de la fórmula dada entre paréntesis se denomina el parámetro F y es el que se emplea para clasificar los aceros:

$$F = 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr$$

Tabla 11. Clasificación de aceros aleados para usarlos con figuras 28 y 29.

Steel type	Commercial example of steel type	Old BS 970, Pt 2, designation	BS, EN 100 83-1 designation	Observed grading	Estimated grading
1Ni		503-37, 40, 42		—	C-Mn
1Cr		530-30, 32, 36, 40	34Cr4, 37Cr4, 41Cr4	—	K
1 $\frac{1}{2}$ Mn-Mo		605-32, 36, 37		—	K
1 $\frac{1}{2}$ Mn-Mo		608-37, 38		—	K
1 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr		640-35, 40		—	K
3Ni-Cr		653 M31		—	K
1Cr-Mo		708-37, 40, 42	42CrMo4	—	L
1Cr-Mo		709 M40		—	L
3Cr-Mo		722 M24		—	L
1 $\frac{1}{2}$ Mn-Ni-Mo		785 M19		—	L
1 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo		816 M40		—	K
1 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo		817 M40	34CrNiMo6	—	K
2Ni-Cr-Mo		823 M30	30CrNiMo8	—	K
2 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo		826 M31, 40		—	K
3Ni-Cr-Mo		830 M31		—	K
4Ni-Cr-Mo		835 M30	36NiCrMo16	—	L
3 $\frac{1}{2}$ Cr-Mo-V		897 M39		—	L
1 $\frac{1}{2}$ Cr-Al-Mo		905 M31, 39		—	L
1 $\frac{1}{2}$ Mn-Ni-Cr-Mo		945-38, 40		—	L
Mn(Ni)-Cr-Mo-V	Ducol W30A, B	BS 1501: Part 2: 1988-271, 281		L	—
3Ni		BS 1501-503		—	K
9Ni		BS 1501: Part 2: 1988-510		L*	—
1 and 1 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo		BS 1501: Part 2: 1988-620, 621		—	L
2 $\frac{1}{2}$ Cr-Mo		BS 1501: Part 2: 1988-622		—	L
1 $\frac{1}{2}$ Mn- $\frac{1}{2}$ Ni-V	Creuselo 47			—	—
1Cr- $\frac{1}{2}$ Ni	D6AC			K	—
1 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo($\frac{1}{2}$ V)	Durahete 900, 950			L	—
1 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo- $\frac{1}{2}$ V	Durahete 1050			L	—
14Cr-5Ni-Mo-Cu-Nb	FV 520(B)			M	—
2 $\frac{1}{2}$ Ni-1 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	HY80			L	—
5Ni-Cr-Mo-V	HY130			K	—
1 $\frac{1}{2}$ Ni-1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo-V	Ducol QT455			L	—
18Ni-8Co-5Mo-Ti-Al	Maraging (18Ni-8Co)			K	—
12Ni-5Cr-3Mo-Ti-Al	Maraging (12Ni-5Cr)			M	—
1 $\frac{1}{2}$ Mn-1Ni-1Cr	Supercelso 70			L	—
1 $\frac{1}{2}$ Mn- $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Ni- $\frac{1}{2}$ Mo				L	—
1 $\frac{1}{2}$ Cr-Mo-B	T1 Type A			C-Mn	—
3Mn				L	—
1 $\frac{1}{2}$ Mn-2Ni(Co)				L	—
9Ni-4Co				L	—
12Cr-4Ni-Mn				M	—
5Cr- $\frac{1}{2}$ Mo				M	—
1 $\frac{1}{2}$ Cr-1Ni-V				L	—
1Mn- $\frac{1}{2}$ Ni- $\frac{1}{2}$ Cr-Mo-B				L	—
				C-Mn	—

* Normally welded with Ni alloy electrodes.

Para valores de F hasta 115 el acero se clasifica como grado de acero al carbono; para valores de F entre 116 y 145 el acero se considera como acero al C-Mn. Para estos dos grados de aceros la relación entre el contenido de carbono y la dureza esperada en la ZAT se presenta en la figura 29 y el empleo del diagrama de soldadura para establecer las temperaturas de precalentamiento, entre cordones y poscalentamiento fue explicado previamente en el numeral 3.3.5.

Para mayores valores del parámetro F entre 146 y 180 los aceros se clasifican como grado K, de 181 a 225 como grado L y para valores de F mayores que 225 como grado M. En la tabla 11 se encuentran diferentes grados de aceros de acuerdo a su composición básica. Los aceros grados K, L y M tienen sus curvas respectivas en el diagrama de la figura 28, la cual es exactamente igual que la figura 29 en cuanto a forma y operación. Como ya se planteó, las temperaturas seleccionadas no deberían exceder la temperatura M_s del acero en cuestión por lo que dicho aspecto debe ser verificado como se indica en el numeral 3.3.7.

A bajos niveles de dureza (por debajo de 450 HV aproximadamente), se predican de los diagramas bajas temperaturas de precalentamiento y entre pases y, en estos casos, puede no resultar necesario el calentamiento posterior a la soldadura. Es posible reducir la temperatura utilizando un proceso de muy bajo contenido de hidrógeno pero esto debe confirmarse por una prueba de simulación de junta. Por ejemplo en un acero marenejecible (maraging) grado M que tenga un contenido de carbono de 0.02% la figura 8 predice una temperatura de 130°C para una soldadura altamente restringida; no obstante, esta temperatura no sería compatible con el alcance de las propiedades mecánicas adecuadas, por lo que se debería utilizar normalmente un proceso de muy bajo hidrógeno para evitar el empleo de cualquier precalentamiento.

Cuando la dureza esperada en la ZAC se incrementa, el diagrama predice unas temperaturas mayores y se vuelve necesario seleccionar tiempos apropiados para los cuales el poscalentamiento debe ser mantenido lográndose una asistencia adicional en la remoción de hidrógeno de la soldadura. Si los tiempos resultan ser demasiado largos se debe pensar en la posibilidad de hacer un revenido antes de que la soldadura se enfríe definitivamente a temperatura ambiente.

Los aceros al Cr-Mo y Cr-Mo-V son particularmente susceptibles al agrietamiento inducido por hidrógeno y aunque no se requieren temperaturas mayores que las que se predicen mediante el diagrama de la figura 28 cuando se utilizan procesos de bajo hidrógeno, es comúnmente empleado en la industria el poscalentamiento y el enfriamiento lento después de la soldadura de estos aceros.

Con aceros que presenten microestructuras martensíticas duras, siempre se deben considerar los siguientes dos aspectos: (1) una ZAT después de soldada que contenga cantidades apreciables de austenita retenida produce martensita frágil y dura después de un único tratamiento térmico posterior a la soldadura de revenido; de aquí sería necesaria la aplicación de un segundo tratamiento de revenido; y (2) se debe verificar que la temperatura seleccionada de precalentamiento no exceda la temperatura M_s del acero.

Adicionalmente, se tiene que estar consciente de que una pérdida significativa de hidrógeno no ocurrirá sino hasta que la temperatura esté suficientemente por debajo de M_s cuando haya ocurrido una transformación sustancial de austenita. Materiales altamente aleados, como los aceros al 12%Cr resistente al creep, presentan temperaturas M_s bien por debajo de 250°C y, para poder obtener la remoción del hidrógeno de la soldadura, ésta se tiene que enfriar a muy bajas temperaturas. Lo anterior puede incrementar significativamente el riesgo del agrietamiento en frío, por lo que los niveles de hidrógeno tienen que ser minimizados y se debe poner una especial atención a la temperatura a la cual se

enfri  la junta; para reducir el tiempo de poscalentamiento puede resultar ventajoso permitir el enfriamiento hasta la temperatura de transformación seleccionada seguida de un calentamiento a una mayor temperatura para lograr una mayor tasa de difusión del hidrógeno.

3.3.6.2 Método de la transformación isotérmica del material

Este método es adecuado para aceros con altos contenidos de carbono que muestren una alta templabilidad donde se requieran producir microestructuras en la ZAT más blandas que la martensita después de la soldadura sin acudir al recurso del revenido.

El método radica en el conocimiento de las características de transformación isotérmica del acero las cuales son usualmente en los diagramas TTT. El objetivo es controlar el enfriamiento de la ZAC para que transforme de una manera casi isotérmica y produzca microestructuras más blandas que la martensita. En la figura 30 se ilustra la trayectoria de enfriamiento y de transformación dibujada sobre un diagrama TTT esquemáticamente. El mínimo tiempo de sostenimiento a la temperatura de transformación debe ser aproximadamente el doble del tiempo indicado en el diagrama TTT para el 100% de la transformación deseada.

Se debe notar que aunque las microestructuras producidas de esta forma serán más blandas y tenaces que la martensita, éstas resultaran ser mas duras y menos tenaces que la martensita revenida obtenida con el método de control de la temperatura explicado en el numeral anterior. De aquí que este método resulte mejor cuando no pueda realizarse el revenido por algún motivo, pero se debe hacer un tratamiento térmico de revenido cuando se requiere el mejor nivel de tenacidad en el acero. En estas circunstancias, la principal ventaja de este método frente al anterior radica en la mayor facilidad para decidir como controlar

la transformación en comparación con la dificultad de decidir cuanto hidrógeno se debe remover del metal soldado.

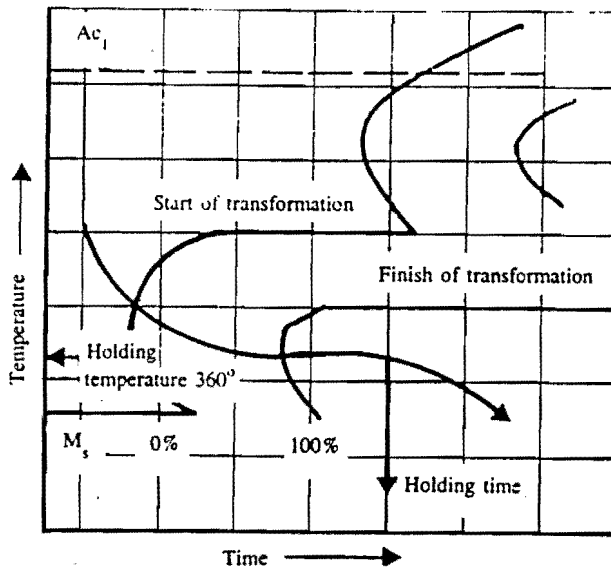


Figura 30. El diagrama TTT de un acero usado para determinar tiempos y temperaturas después de la soldadura para la obtención de microestructuras relativamente blandas.

Para resumir, entonces, el conocimiento del comportamiento de transformación de un acero hace posible controlar el enfriamiento de la ZAT y, de esta manera, producir ciertas microestructuras preferencialmente. Los diagramas TTT pueden obtenerse directamente de los fabricantes de los aceros o de los atlas de materiales normalizados. Básicamente, se selecciona una temperatura que promueva la transformación, usualmente bainita, en un tiempo razonable y sobre un rango de temperatura que pueda ser controlado eficazmente en la práctica. La temperatura seleccionada (la cual es, de hecho, una temperatura de entre pases o de precalentamiento) tiene que ser mantenida durante un tiempo suficiente (el doble del tiempo indicado en un diagrama TTT desarrollado a partir de probetas

austenizadas a temperaturas inferiores a 1250°C) después de la soldadura para asegurar la totalidad de la transformación.

3.3.6.3 Uso de metal de aporte austenítico o aleaciones de níquel

Cuando los métodos descritos anteriormente no se pueden usar a causa de sus limitaciones en la temperatura de precalentamiento o si éstos no son exitosos para evitar el agrietamiento por hidrógeno, la única alternativa que queda es usar un consumible que sea insensible al hidrógeno y que posibilite que este elemento no se vaya a la ZAT después de que la soldadura se enfría. Tales consumibles son básicamente aceros inoxidables austeníticos o aleaciones de níquel. Aunque es común que ambos consumibles sean considerados como austeníticos y ambos tienen una estructura cúbica de cara centrada (conocida como austenita en los aceros), tal terminología es incorrecta ya que existen numerosas diferencias entre los dos tipos de consumibles.

A temperaturas ambiente, tanto los consumibles de acero inoxidable y las aleaciones de níquel tienen solubilidades de hidrógeno mucho más altas, tasas de difusión mucho más lentas y susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno mucho más baja cuando se comparan con metales de aporte ferríticos. La mayor solubilidad significa que una vez el hidrógeno se ha difundido (relativamente rápido) de la ZAT a la línea de fusión, dicho elemento puede entrar muy fácilmente al metal de soldadura el cual tiene una gran solubilidad de hidrógeno. La tasa de difusión baja significa que el hidrógeno que alcanza la soldadura en la línea de fusión se establece en su vecindad sin adentrarse en el cordón. Por lo tanto, es ventajoso usar consumibles que den bajos contenidos de hidrógeno para reducir la posibilidad de obtener salitaciones locales de hidrógeno en el metal de soldadura cerca de la zona de fusión con su consecuente susceptibilidad a las grietas en frío. Con ambos consumibles (en una menor cantidad con aleaciones de níquel), se pueden producir niveles suficientes de hidrógeno en la ZAT para

inducir agrietamiento, particularmente en la zona de fusión. De aquí que un mezclado incompleto del charco de fusión pueda terminar en regiones aleadas suficientemente para transformar en martensita dura en el enfriamiento, pero no lo suficientemente aleadas para permanecer austenítico.

No obstante, ambos tipos de consumibles requieren de algún precalentamiento para los aceros de menor soldabilidad, no se pueden aliviar térmicamente de esfuerzos residuales y las soldaduras son difíciles de inspeccionar mediante ensayos no destructivos particularmente ultrasonido que es el método más confiable para la detección de grietas en componentes soldados. Los metales de aporte austeníticos que pueden seleccionarse son de mayor resistencia que las aleaciones disponibles de níquel.

Cuando se seleccionan consumibles de acero inoxidable austenítico o aleaciones de níquel, es necesario asegurar que la dilución del metal base sea controlada de manera cuidadosa. La elección normal de consumibles austeníticos para el proceso SMAW es de los tipos 23Cr-12Ni, 29Cr-9Ni ó 20Cr-9Ni-3Mo. El primero nombrado es el más común y es adecuado para obtener depósitos con suficiente proporción de ferrita para evitar el agrietamiento en caliente durante la solidificación, con muy poca o nada de martensita en el metal fundido. El tipo 29Cr-9Ni es preferible cuando el procedimiento de soldadura implica una alta dilución para evitar un depósito totalmente austenítico. Sin embargo, en casos de baja dilución, el metal de soldadura tendrá un nivel de ferrita alto, quizá tan alto como el 35%; aunque esto puede resultar beneficioso por la capacidad de absorción de azufre del metal base y en proporcionar una alta resistencia a la cedencia, este tipo de depósito de alta ferrita no puede ser sometido a tratamiento térmico posterior a la soldadura ya que muestra una marcada fragilización como resultado de la formación de la fase sigma durante el tratamiento térmico.

Los metales de aporte de aleaciones de níquel tienen la ventaja de tener menores coeficientes de expansión térmica que los aceros inoxidable, lo cual puede reducir las deformaciones por contracción y así el riesgo de agrietamiento en juntas altamente restringidas. Existen varias aleaciones Ni-Cr-Fe disponibles como consumibles de soldadura, entre ellas hay electrodos para proceso SMAW bajo la especificación AWS A5.11 clasificaciones E-NiCrFe-2 y E-NiCrFe-3. Sin embargo, estos consumibles son más sensitivos al agrietamiento durante la solidificación que los aceros inoxidable y como consecuencia no son adecuados para soldar aceros con altos contenidos de azufre. Si el tratamiento térmico posterior a la soldadura es requerido, un consumible de aleación de níquel es una mejor elección para evitar la formación de compuestos intermetálicos durante el tratamiento con su subsecuente fragilización.

El precalentamiento no es usualmente necesario cuando se sueldan aceros que contengan hasta 0.20% de carbono con electrodos austeníticos aunque ellos son propensos a producir regiones duras en la zona de fusión con martensita aleada sensible al agrietamiento. Estas regiones son susceptibles al agrietamiento por hidrógeno y son muy difíciles de detectar. Cuando el contenido de carbono excede de 0.40% se requiere una mínima temperatura de precalentamiento de 150°C para prevenir tal agrietamiento. En la figura 31 se muestra de manera esquemática el efecto del nivel de hidrógeno y de la restricción de la junta en el grado de precalentamiento requerido, pero se advierte que debe usarse como una guía por lo que se recomienda la verificación de los procedimientos mediante una prueba de simulación de junta. Mediante la técnica del enmantequillado (ó buttering) de las superficies por soldar se puede llegar a reducir el nivel de precalentamiento necesario.

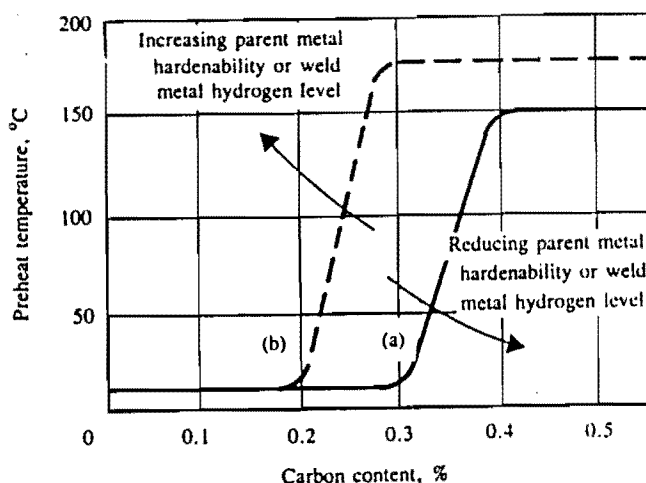


Figura 31. Guía para temperaturas de precalentamiento usando electrodos austeníticos con proceso SMAW en el rango de 1-2 kJ/mm. (a) Baja restricción, es decir espesores <30mm; (b) alta restricción, es decir espesores >30mm.

Aunque esta técnica es generalmente exitosa, el agrietamiento asistido por hidrógeno puede ocurrir en situaciones extremas y siempre resulta ventajoso reducir la entrada de hidrógeno a la junta mediante el secado a alta temperatura de los electrodos revestidos siguiendo las recomendaciones de sus fabricantes o usar procesos con protección gaseosa y alambres sólidos limpios de alta calidad o alambres con núcleo de fundente (FCAW) que tengan un nivel de potencial de hidrógeno muy bajo. Las mediciones del nivel de hidrógeno difusible no es útil en los consumibles austeníticos o aleaciones de níquel. El empleo de altas entradas de calor y de técnicas para reducir la dilución es a menudo ventajoso ya que minimiza la formación de martensita en el metal de soldadura. Es común que se produzcan microestructuras duras en la ZAT por lo que resulta ventajoso hacerles un revenido sea éste por un tratamiento térmico o usando una técnica adecuada de aplicación de una capa de soldadura de revenido; aunque dicho tratamiento reviene la ZAT, es muy poco efectivo en el alivio de un alto grado de esfuerzos residuales a causa de la diferencia en los coeficientes de expansión térmica entre

el metal de aporte austenítico y el metal base ferrítico (como ya se dijo, en este caso resultan mas apropiados las aleaciones de níquel).

Cuando se sueldan aceros al 9% de níquel para aplicaciones criogénicas, los consumibles aleados de níquel son utilizados de manera exclusiva y no se requieren precalentamientos. Las aleaciones de níquel también son utilizadas para soldar otros aceros sin precalentamiento en aplicaciones especializadas, tal como reparaciones de estaciones de potencia de aceros aleados del tipo Cr-Mo y Cr-Mo-V y en soldaduras húmedas debajo del agua. Aunque el agrietamiento de solidificación (en caliente) puede ser un problema si el acero contiene cierto nivel de impurezas particularmente azufre y los niveles de dilución son altos, las aleaciones de níquel producen menos problemas con la formación de martensita dura en la zona de fusión y por consiguiente son menos propensos a requerir precalentamientos.

A causa de que estos consumibles austeníticos originan grandes deformaciones de contracción comparadas con los aceros ferríticos, se recomienda a menudo que para grandes reparaciones se llenen las juntas con metal de soldadura del tipo 18Cr-10Ni después de enmantequillar las caras de la junta del acero ferrítico con electrodo 29Cr-9Ni. Se advierte que un metal de aporte ferrítico nunca debe ser depositado sobre metales de soldadura de aceros del tipo inoxidable o aleaciones de níquel.

3.3.7 Aceros de alto contenido de carbono y aleados

Dentro de este grupo se incluyen aceros con contenidos de carbono superiores al 0.45%. Para aceros de este tipo, los procedimientos de soldadura son similares a los descritos en el numeral 3.3.6 para aceros aleados. Cuando se utilice el método del control de temperatura, el precalentamiento debe estar por debajo de la temperatura M_s del material antes que la temperatura predicha de la dureza

esperada de la ZAT. No se debe exceder la temperatura M_s ya que existe el riesgo de tener austenita retenida en la ZAT la cual a su vez puede contener hidrógeno retenido incrementando el riesgo del agrietamiento durante el PWHT. El hidrógeno que se perdería durante el PWHT es muy poco a causa de la baja tasa de difusión de este elemento en la austenita y, como consecuencia, la mayor parte permanecerá durante la subsecuente transformación a martensita en el enfriamiento; lo anterior completa las condiciones necesarias para el agrietamiento asistido por hidrógeno en dichas zonas. La misma consideración es aplicable cuando se utilizan consumibles de aceros inoxidables austeníticos y aleaciones de níquel.

Un doble tratamiento de revenido se requiere normalmente: el primer revenido remueve la austenita retenida pero la convierte en martensita la cual puede ser removida solamente por un segundo tratamiento de revenido. Es ventajoso enfriar lentamente después de aplicar las soldaduras hasta una temperatura tan baja como sea posible por debajo de M_s (usualmente 50-70°C mínimo) antes de hacer el nuevo calentamiento para el revenido.

Las temperaturas M_s se pueden obtener de la literatura de los productores de los aceros, de los atlas de diagramas de transformación isotérmica TTT o de las fórmulas existentes que la relacionan con la composición química del acero en particular, como la siguiente:

$$M_s = 539 - 432C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo$$

Para aceros que contengan entre el 2% y el 5% de cromo es mas útil la siguiente fórmula empírica:

$$M_s = 512 - 453C - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo - 71.4(C \cdot Mn) - 67.6(C \cdot Cr) + 217C^2$$

Para aceros que contengan nominalmente entre el 12% y el 18% de cromo con contenidos de carbono por debajo de 0.30%, se puede usar la siguiente relación:

$$M_s = 540 - 497C - 6.3Mn - 36.3Ni - 10.8Cr - 46.6Mo$$

Como ya se ha visto, para minimizar la formación en martensita de la austenita retenida puede ser ventajoso permitir que la ZAT transforme parcialmente durante el primer revenido siempre que el producto de transformación alcance las propiedades mecánicas adecuadas o requeridas. Las fórmulas que se darán a continuación y la tabla 11 son de utilidad para estimar las temperaturas en las cuales se obtienen diferentes proporciones de transformación en la ZAT durante el enfriamiento antes del tratamiento de revenido inicial.

$$M_x = k_1 - 361C - 39Mn - 19.5Ni - 39Cr - 28Mo$$

$$M_x = k_2 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$

$$M_x = 538 - k_3(361C + 39Mn + 19.5Ni + 39Cr + 28Mo)$$

Donde M_x se refiere a la temperatura que produce un grado de transformación de martensita x ; los valores apropiados de las constantes k_1 , k_2 y k_3 se pueden encontrar en la Tabla 11.

Tabla 11. Máximo espesor combinado de junta para soldar aceros dulces con precalentamiento con un valor de CE máximo de 0.38

X	Ms	M10	M50	M90	M99	Mf
k1	538	513	488	452	416	—
k2	561	551	514	458	—	346
k3	1.0	1.084	1.18	1.29	1.45	—

En aceros para herramientas los cuales son muy sensitivos a la entalla, existen dos posibilidades: (1) hacer la soldadura a temperaturas tan cerca como sea posible de la temperatura de revenido, enfriando muy lentamente por debajo de Ms y procediendo a la ejecución de un doble revenido; y (2) reaustenizar el componente, templarlo en un baño controlado a una temperatura en la cual la austenita sea estable por un período suficiente de tiempo y soldarlo entonces a esa temperatura; después de la soldadura, el componente se enfría lentamente por debajo de Ms y se le hace un doble revenido. La soldadura de aceros con suficientes contenidos de aleación para que sean totalmente austeníticos y las fundiciones de hierro están por fuera del alcance del presente trabajo.

3.3.8 Aceros de grados mecanizables

Tales aceros tienen adiciones de azufre dentro de un rango de 0.10% y 0.50% y también puede tener ciertas cantidades de plomo y selenio. Los aceros al carbono de fácil mecanizado (free-cutting) contienen manganeso hasta un

máximo de 1.2% y 1-7%, por lo que se deben tratar normalmente como aceros al C-Mn, los cuales se discutieron en los numerales 3.3.3 y 3.3.5.

La presencia de azufre vuelve estos aceros susceptibles al agrietamiento por licuación en la zona afectada térmicamente y estas grietas, aunque son usualmente muy pequeñas y no perjudiciales, pueden actuar como sitios de nucleación de grietas por hidrógeno. Por esta razón, y a causa de que el azufre, el plomo y demás impurezas del acero son absorbidos por el metal fundido, los aceros de grados mecanizables no deberían ser utilizados en aplicaciones de juntas soldadas que requieran una resistencia total del material. Se deben emplear consumibles de revestimiento básico y aplicar técnicas de soldadura de baja dilución para minimizar la absorción de azufre. Los tamaños de los cordones deben ser tan pequeños como sea posible para reducir el tamaño de las eventuales grietas de licuación. A parte de estas precauciones sobre agrietamiento en caliente, los procedimientos para evitar el agrietamiento en frío serían aquellos que se acomoden a la composición química del grado particular de acero.

3.4 CASO DE LOS ACEROS DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACIÓN

En este numeral se van a describir las características principales asociadas con la soldadura de aceros microaleados de alta resistencia y baja aleación, los cuales han experimentado un marcado desarrollo y su empleo, en el campo industrial, se ha extendido mucho en los últimos años. Las ideas que se tratarán son a nivel de caracterizar las posibles microestructuras que se pueden producir durante la soldadura de este tipo de aceros en un plano general antes que particular, describir las condiciones bajo las cuales se forman dichas microestructuras y discutir los efectos de las mismas en el agrietamiento asistido por hidrógeno. De esta manera el ingeniero de soldadura puede tener los elementos de juicio para

afrontar un problema particular con la soldabilidad de HSLA desde el punto de vista de agrietamiento asistido por hidrógeno. Este numeral se basa en el artículo "HAZ Microstructures in HSLA Steel Weldments" presentado por el Doctor Mauro Losz y el Profesor Kenneth D. Challenger (Ref. 35) en el Primer Simposio sobre Avances en Metalurgia de la Soldadura organizado por Estados Unidos y Japón en 1990.

3.4.1 Aspectos generales

Los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) son empleados en muchas aplicaciones que requieren resistencia y tenacidad superiores a las de los aceros al carbono pero a un costo mas bajo que los aceros aleados. Ejemplos de su aplicación incluyen aceros para la industria automotriz, tuberías de conducción de gas, minería, recipientes a presión, industria naval, plataformas fuera de borda, estructuras metálicas, entre otras. Los HSLA clásicos derivan sus propiedades finales de una microestructura de grano fino producida por adiciones de elementos microaleantes tales como el aluminio, niobio, vanadio y titanio en combinación con varias formas de proceso termomecánico durante su producción. Este sistema produce aceros con mayores resistencias a la fragilización por hidrógeno, al agrietamiento por esfuerzos de corrosión (SCC) y a la fractura frágil en la ZAT sin sacrificar las propiedades del metal base. Recientemente, las aplicaciones de HSLA se han ido extendiendo y se han producido nuevos grados con mayores contenidos de aleación para incrementar su respuesta al tratamiento térmico permitiendo la producción de mayores espesores.

Una de las mayores dificultades en el diseño de estructuras de acero es la falta de conocimiento de las propiedades de las juntas soldadas. En particular, las estructuras para servicio a bajas temperaturas o las cargadas cíclicamente son las más difíciles de diseñar ya que el agrietamiento (frágil o por fatiga) se puede iniciar en regiones localizadas de las juntas soldadas. De esta forma, cuando la

iniciación de la fractura es usada como el criterio para evitar fractura frágil, el control de las microestructuras presente en la ZAT puede ser crítico.

El metal base, el metal de aporte y el procedimiento de soldadura determinan las características de cada zona microestructural en una junta soldada. Aunque los cambios microestructurales que ocurren dentro de la ZAT en el enfriamiento son los mismos que se presentan durante el rolado en caliente o el tratamiento térmico de los aceros, las condiciones creadas por el proceso de soldadura son significativamente diferentes de aquellos empleados en la producción de los aceros. El calentamiento local tan rápido crea condiciones no isotérmicas que terminan en la creación de unas condiciones fuera de equilibrio y en gradientes muy grandes de temperatura. El material base no fundido durante la soldadura cercano de la línea de fusión es fuertemente afectado por el gradiente de temperatura y por la temperatura pico (máxima) que alcanza en la línea de fusión. La temperatura disminuye abruptamente con el incremento en la distancia desde la línea de fusión creando las distintas regiones microestructurales que se muestran en la figura 32 (Ref. 23).

3.4.2 Clasificación de microestructuras

El ciclo térmico asociado con los procedimientos de soldadura produce cambios significativos en la microestructura del metal base adyacente. La entrada de calor combinada con los factores geométricos de la junta controlan la temperatura máxima, el tiempo de residencia a esa temperatura pico y la tasa de enfriamiento en cualquier punto dado de la ZAT. Lo anterior afecta la composición de la austenita, el tamaño de grano de la austenita y la temperatura donde la austenita se comienza a descomponer.

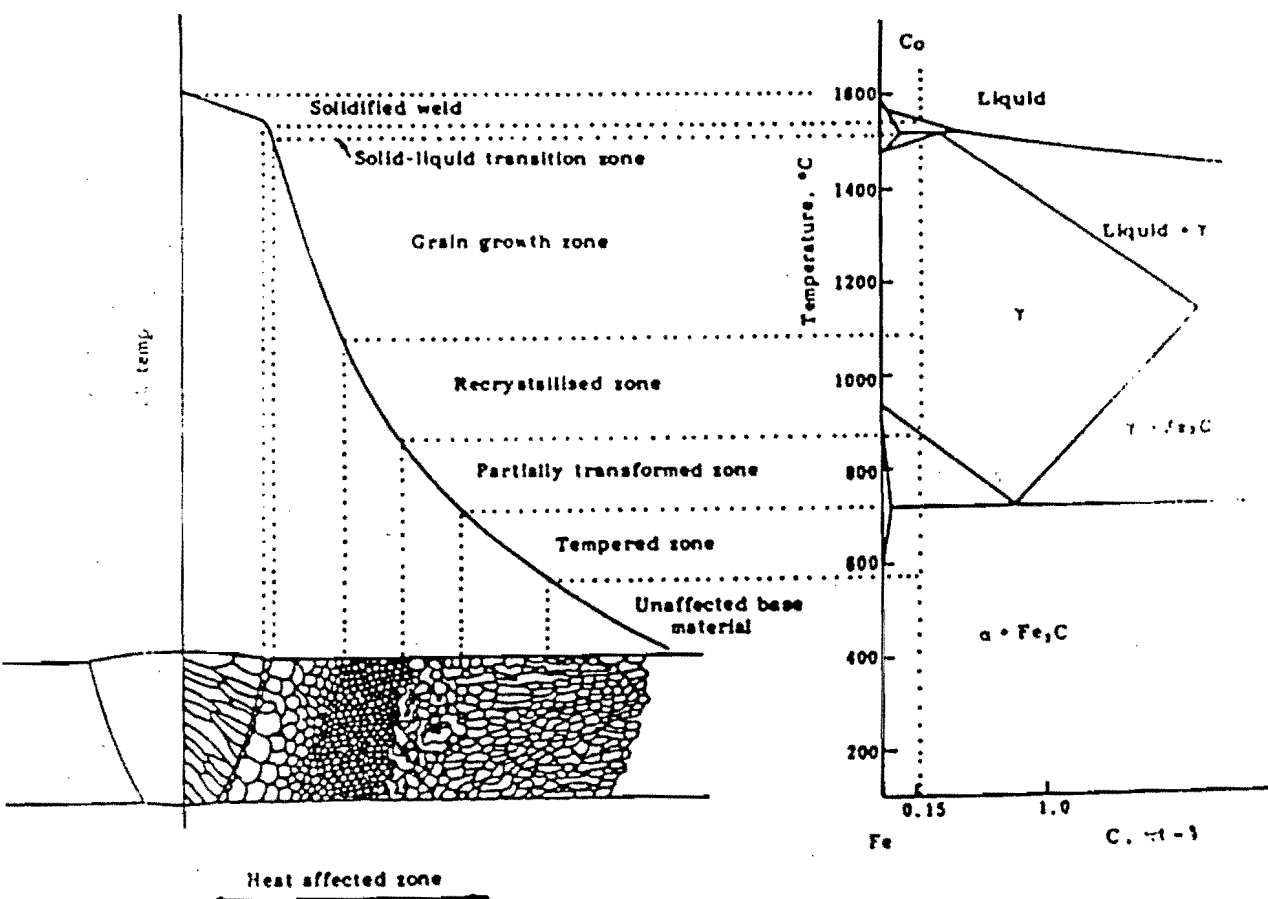


Figura 32. Diagrama esquemático de varias zonas de la ZAT correspondientes a un acero HSLA indicado en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C y en la curva de distribución de temperatura durante la soldadura.

El tamaño del grano de la austenita previo a su transformación está controlado por la temperatura pico y el tiempo de sostenimiento en estas condiciones. Los precipitados en el metal base, dependiendo de su tamaño y distribución, pueden restringir el crecimiento de grano hasta el momento en que dichos precipitados se disuelvan; el crecimiento de grano puede llegar a ser dramático cuando los precipitados pierden su eficiencia para restringir el crecimiento (Ref. 36).

Dependiendo de la composición del acero, los precipitados de niobio (carburos de niobio o nitruros de niobio) pueden restringir el crecimiento de grano en el rango de 1200-1250°C, mientras que los precipitados de vanadio V(C,N) son efectivos solamente hasta temperaturas de 900°C. Pequeñas adiciones de titanio forma precipitados de nitruros de titanio los cuales son estables a mayores temperaturas que los Nb(C,N); sin embargo estos precipitados se pueden agrandar o aun disolver cuando se exponen a temperaturas superiores a los 1300°C.

La composición química de la ZAT es esencialmente la misma que la del metal base, no obstante, la composición efectiva de la austenita varía con el pico de temperatura local que se alcance. En la región de grano grueso de la ZAT se disuelven generalmente todos los precipitados y la región tiene la composición de austenita predicha por los diagramas de fase y, de esta forma, las características de transformación son similares a la composición básica. Debido a la disolución de precipitados se permite el crecimiento de grano de la austenita resultando en incrementar localmente la templabilidad y en disminuir la temperatura de transformación de los productos después del enfriamiento; dicha región tiene las propiedades mecánicas más bajas de toda la junta. Cuando los precipitados no se disuelven éstos son muy efectivos en restringir el crecimiento de grano pero la composición efectiva de la austenita es mas baja en los alrededores donde se forman los precipitados, bajando así la templabilidad local. A temperaturas pico en el rango intercrítico (región $\gamma + \alpha$), la austenita presente es rica en carbono. La entrada de calor del proceso de soldadura y el espesor del material determinan el gradiente de temperatura y la tasa de enfriamiento. La tasa de enfriamiento a través de la zona afectada térmicamente es esencialmente la misma para una entrada de calor dada, sin embargo la tasa de enfriamiento desde 800 hasta 500°C es mas crítica ya que la mayor parte de las transformaciones de la austenita ocurren en este rango de temperaturas.

Normalmente, las microestructuras observadas en la ZAT son complejas y consisten de una mezcla de dos o más constituyentes. En orden decreciente de temperatura de transformación las microestructuras son: ferrita de límites de grano, ferrita poligonal, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular, bainita superior y martensita. Adicionalmente a las anteriores, las regiones enriquecidas en carbono o fases menores asociadas con las ferritas mencionadas arriba pueden transformar a perlita, perlita degenerada, carburos o un constituyente martensita-austenita. Es bastante difícil hacer una distinción precisa entre los diferentes componentes microestructurales en tal complejidad de microestructuras.

3.4.3 Efecto de los elementos de aleación

El efecto benéfico de disminuir el contenido de carbono en la resistencia al clivaje de la ZAT del metal base de aceros microaleados se ha demostrado por varios investigadores japoneses (Ref. 37) utilizando diferentes técnicas de laboratorio, entre ellas el ensayo de impacto Charpy. A pesar de una disminución general en la resistencia, la mejoría observada en la tenacidad de la ZAT es atribuida a la formación de una pequeña fracción de constituyente martensita - austenita (M-A) y a una gran cantidad de martensita autorevenida causada por el incremento en la temperatura M_s (Ref. 38). Sin embargo, la sola reducción en el contenido de carbono no es suficiente para aumentar la tenacidad de la ZAT ya que se pueden producir otras microestructuras de placas gruesas que van en detrimento de la misma. Cualquier reducción en el contenido de carbono se debe compensar por adiciones balanceadas de elementos de microaleación para obtener la microestructura deseada.

El manganeso, el níquel y el cobre son elementos gammágenos (formadores de austenita) y suprimen la temperatura de transformación de austenita en ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) a la vez que retardan la tasa de transformación. Mientras más bajas son las temperaturas de transformación mayor será el refinamiento del tamaño de

grano de la ferrita mejorando la tenacidad de la ZAT. Mayores adiciones de estos elementos de aleación, particularmente manganeso (1.5-2.0%) pueden bajar la temperatura de transformación hasta un nivel tal que se pueden formar productos como la ferrita acicular o la bainita. Las adiciones de manganeso se deben restringir para minimizar la segregación durante la solidificación y el bandeo microestructural en aceros rolados, ya que estas heterogeneidades causan anisotropía en las propiedades mecánicas del metal base; Mas aun, cuando un acero que contiene tales segregaciones es sometido al ciclo térmico de la soldadura, esto puede causar grandes variaciones en la microestructura y en la tenacidad de la ZAT.

El níquel es menos efectivo que el Mn pero puede aportar una mejoría adicional en la tenacidad a la fractura a bajas temperaturas. El efecto del cobre en la cinética de transformación es pequeño y se adiciona al acero para propósitos de endurecimiento por precipitación o para mejorar la resistencia a la corrosión atmosférica.

Las adiciones de molibdeno al acero no cambian marcadamente la temperatura A_{c3} (Ref. 39) pero afectan fuertemente la cinética de descomposición de la austenita en el rango de los 600-700°C; las adiciones de Mo desplazan las regiones de ferrita y perlita del diagrama CCT hacia tiempos mayores y promueven la formación de ferrita acicular, bainita y constituyente M-A. El cromo ha sido el menos estudiado de todos los elementos de aleación pero su mayor efecto, en conjunción con el Mo, es alterar las características de transformación del acero y promover la formación del constituyente M-A (Ref. 40).

Las adiciones de boro al acero suprimen la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ permitiendo de este modo la formación de bainita o martensita. El retardo de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se atribuye a la inhibición de la nucleación de la ferrita en los límites de grano de la austenita aunque todavía existe controversia respecto al mecanismo

preciso. La adición de Ti o Al es necesaria en aceros que contengan boro para remover todo el nitrógeno disponible en solución y prevenir así la formación de nitruros de boro (BN) lo cual reduciría el B disponible para inhibir la formación de ferrita. Se ha demostrado también que el boro tiene un fuerte efecto sinérgico con el Mo y el Nb y la presencia de uno u otro de estos elementos retardará aún mas la formación de ferrita (favoreciendo la formación de productos de transformación de temperaturas inferiores como bainita o martensita) (Ref. 41).

El Niobio en solución reduce la temperatura Ac_3 a razón de $8^{\circ}C$ por cada 0.01%Nb reduciendo la tasa de nucleación de la ferrita y desplazando el diagrama CCT a tiempos más largos y temperaturas más bajas. Tanto el Mo y el V favorecen la precipitación de carburos y nitruros de Niobio Nb(C, N) en la austenita, por lo que la presencia de dichos elementos en aceros al Nb puede acelerar la transformación de la ferrita. El vanadio causa un incremento en la temperatura de formación de la ferrita y desplaza la nariz ferrítica del diagrama CCT a tiempos más cortos (Ref. 42); el vanadio también disminuye las temperaturas de transformación de la bainita y la perlita.

Los efectos de los elementos de aleación y el tamaño de grano austenítico previo en el comportamiento de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se pueden observar mejor a través de los diagramas CCT, tal como se ilustra de una manera esquemática en la figura 33.

3.4.4 Zonas microestructurales y ciclo térmico de la soldadura

Con referencia a la figura 32, la ZAT de soldaduras de un solo pase puede ser dividida en cinco zonas distintas dependiendo de la temperatura pico (T_p). En orden decreciente de temperaturas pico, estas zonas son: (1) la región parcialmente fundida donde la T_p está muy cercana al punto de fusión; (2) la ZAT de grano grueso adyacente a la zona de fusión con T_p menor que $1450^{\circ}C$ pero

mayor que 1100°C; (3) la ZAT de grano fino con T_p menor que 1100°C pero mayor que Ac_3 ; (4) ZAT intercrítica para T_p menor que Ac_3 y mayor que Ac_1 ; y (5) ZAT subcrítica para T_p por debajo de Ac_1 pero suficientemente alta para causar algún efecto de revenido.

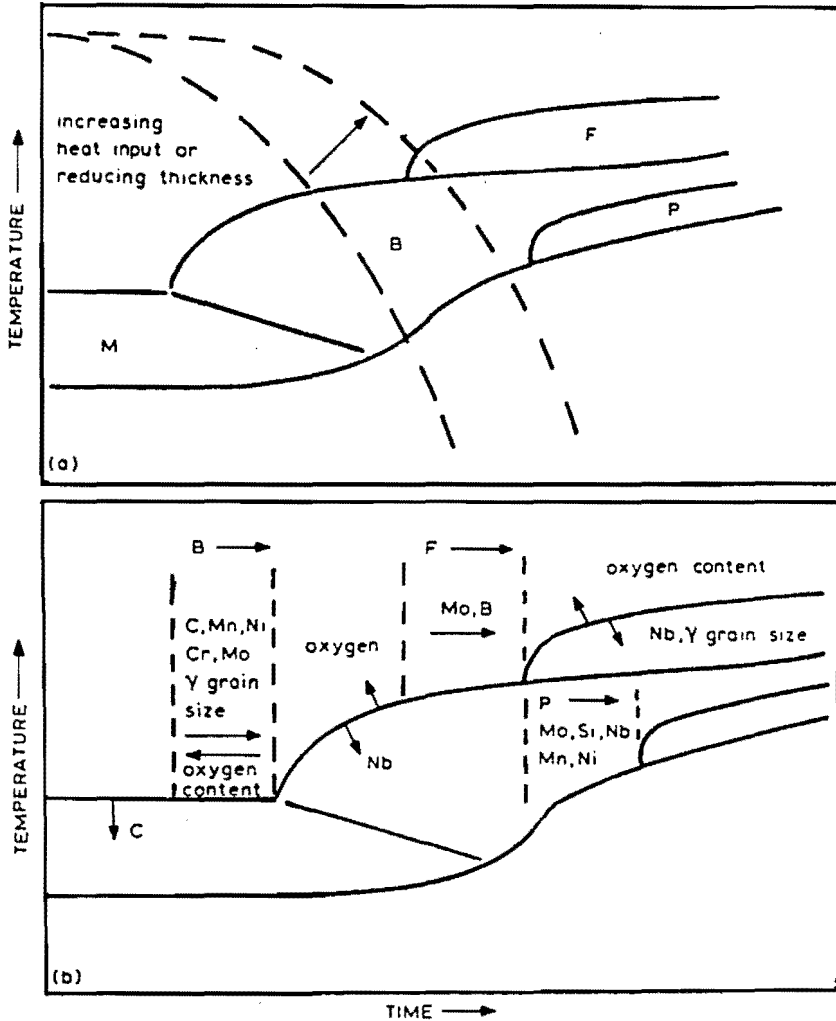


Figura 33. Representación esquemática de la influencia de la composición química y el tamaño de grano austenítico previo en el desplazamiento de las regiones de fase del diagrama CCT.

3.4.4.1 ZAT de grano grueso ($1100^{\circ}\text{C} < T_p < 1450^{\circ}\text{C}$)

La ZAT de grano grueso ha recibido la mayor parte de la atención a causa de sus relativas bajas propiedades mecánicas. El gran tamaño de grano austenítico previo (usualmente mayor que $100\text{ }\mu\text{m}$ en la ZAT de una soldadura depositada con proceso de arco sumergido – SAW) y la disolución de todos los precipitados se combinan para incrementar la templabilidad resultando en productos de transformación de baja temperatura. Por citar un ejemplo, con las características del ciclo térmico del proceso SAW, la microestructura de un HSLA de bajo contenido de carbono (menos de $0.10\%\text{C}$) es principalmente bainítica, aunque en algunas zonas localizadas se puede presentar también martensita de bajo carbono. La combinación de un gran tamaño de grano austenítico y un limitado número de sitios de nucleación (menores áreas de límites de grano) producen estructuras de transformación gruesas antes que finas con su implicación en las propiedades mecánicas localizadas.

3.4.4.2 ZAT de grano fino ($A_{c3} < T_p < 1100^{\circ}\text{C}$)

En regiones de la ZAT donde la temperatura A_{c3} es excedida y hay presentes un número suficiente de precipitados para restringir el crecimiento de grano, el tamaño de grano de la austenita es pequeño y equiaxial. La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ en el enfriamiento tiende a producir microestructuras finas dependiendo de la entrada de calor, del espesor del metal base y de su composición química. La mayor área de límites de grano (por ser éste pequeño) promueve la nucleación de la ferrita y la austenita que permanece en los centros de los granos puede transformar a perlita o a agregados de carburo-ferrita dependiendo del contenido de carbono de la aleación. Esta zona tiende a ser particularmente amplia en aceros microaleados como consecuencia de la efectividad de los carbonitruros en prevenir el crecimiento del grano en este rango de temperaturas.

3.4.4.3 ZAT intercrítica ($Ac_3 < T_p < Ac_1$)

En la región intercrítica parcialmente transformada se pueden formar una gran variedad de microestructuras que pueden ir desde perlita hasta bainita superior y martensita en una matriz de ferrita. Ya que la temperatura pico T_p está entre Ac_1 y Ac_3 los constituyentes ricos en carbono y sus alrededores forman austenita mientras que la zona restante permanece inmutable excepto por la posible alteración de la densidad de dislocaciones y el posible engrosamiento de los precipitados. La tasa de enfriamiento, entonces, determinará que fase rica en carbono se formará a partir de la austenita rica en carbono. Si, por ejemplo, la microestructura del metal base consiste de una mezcla de ferrita y perlita, entonces las áreas ricas en carbono pueden transformarse en constituyente martensita - austenita (M-A) de acuerdo con las observaciones de Akelsen, Grong y Solberg.

3.4.4.4 ZAT subcrítica ($T_p < Ac_1$)

En la región subcrítica no toman lugar cambios microestructurales significantes. Bajo el microscopio óptico, la microestructura es idéntica a la del metal base ya que la temperatura es insuficiente para causar un cambio de fase de la ferrita o recristalización. Solamente se pueden observar cambios microestructurales menores por microscopía electrónica; Dolby y Saunders han detectado un efecto de envejecimiento por deformación (Ref. 43), el cual sería muy pequeño en aceros HSLA debido a sus bajas concentraciones de Nitrógeno libre en sus composiciones normales.

3.4.4.5 Efecto de pases múltiples

En la práctica es normal la aplicación de varios pases de soldadura para completar una junta, por lo que la ZAT producida por cada pase experimenta un ciclo térmico adicional cuando se depositan los pases subsecuentes modificando de esta manera la microestructura y, por lo tanto, las propiedades de la ZAT. En regiones donde estos ciclos térmicos adicionales reviven o refinan el grano de la ZAT se pueden obtener reducciones en la dureza y mejoras en la tenacidad aunque el efecto es pequeño debido a la corta duración del ciclo térmico. En otras regiones de la ZAT las temperaturas pico de los ciclos térmicos adicionales serán muy bajas para tener un efecto apreciable en la microestructura. De esta forma la ZAT puede ser considerada como una aglomeración de microestructuras producida por una amplia variedad de ciclos térmicos con temperaturas pico que varían desde la temperatura de fusión hasta por debajo del rango crítico.

En las zonas donde la ZAT de grano grueso es recalentada a temperaturas entre Ac_1 y Ac_3 seguida por un enfriamiento rápido, se pueden presentar partículas de segunda fase en los límites de grano de la austenita previa; el mecanismo por el cual se forman estas partículas parece estar bien demostrado por Koo y Ozekun, así: durante el recalentamiento intercrítico la austenita nuclea y crece de manera preferencial a lo largo de los límites de la austenita previa y entre las placas de bainita y martensita por ser éstos lugares los de mayor nivel de energía. A la vez con el crecimiento de la austenita toma lugar la partición del carbono resultando en un enriquecimiento de la austenita y en un empobrecimiento de carbono de los alrededores. Durante el enfriamiento desde la temperatura intercrítica, la austenita puede quedar estabilizada a temperatura ambiente, o transformar a un agregado de ferrita – carburo o transformar a martensita dependiendo del tamaño de la partícula de austenita, la templabilidad y la tasa de enfriamiento. Una fase microestructural de este tipo se conoce en la literatura técnica como constituyente

M–A, en la cual no es raro encontrar evidencia de maclado la cual es una característica de la martensita de alto carbono.

La presencia de partículas de martensita gruesa de alto carbono a lo largo de los límites de grano de la austenita previa resultan en zonas frágiles localizadas que pueden llegar a ser muy susceptibles al agrietamiento asistido por hidrógeno. El tratamiento térmico posterior a la soldadura puede restaurar la tenacidad por revenir las islas de martensita, pero este procedimiento no es recomendado para algunos aceros microaleados ya que se puede presentar reprecipitación de partículas finas que afectan la tenacidad y pueden terminar en agrietamiento de alivio de esfuerzos (Ref. 44).

3.4.5 Microestructura y el agrietamiento asistido por hidrógeno

La microestructura es una de las variables más importantes en controlar la susceptibilidad del acero al HIC, característica que incrementa con la resistencia la cual, a su vez, está asociada con la microestructura. Sin embargo, para un mismo nivel de dureza diferentes microestructuras pueden tener diferentes susceptibilidades al HIC; por ejemplo, estructuras de bainita-martensita de bajo carbono tienen mayor susceptibilidad al HIC que la ferrita fina acicular para un nivel equivalente de dureza. Mas aun, es generalmente aceptado que la martensita en listones, la martensita maclada o la martensita no revenida son las microestructuras más susceptibles mientras que las microestructuras preferibles son una martensita bien revenida o la bainita con una dispersión uniforme de carburos. Existe mucha controversia acerca del papel de la austenita retenida en el HIC ya que algunos como Ritchie y Gooch sugieren que la austenita retenida actúa como un absorbente de hidrógeno y como una barrera de difusión para cualquier eventual grieta debido a su mayor solubilidad y menor difusividad de hidrógeno cuando se compara con la ferrita o martensita. Por otro lado, Kim sugiere que la presencia de austenita retenida incrementa la susceptibilidad al

HIC debido a que la austenita retenida cierta vez estable experimenta una transformación a martensita inducida por deformación en el frente de una grieta; la deformación asociada con esta transformación impone un esfuerzo de tracción a través del límite del listón (donde se ubica la austenita retenida) que promueve la fractura. Los autores también establecen que la austenita transformada puede actuar como fuente de hidrógeno el cual contribuye a la fragilización de los dichos límites. Los últimos estudios al respecto con base en observaciones hechas en aceros HSLA-100 cuando se comparan con aceros HY-100 parecen inclinar la balanza a favor de que la austenita retenida reduce la susceptibilidad al HIC ya que actúa como absorbente de hidrógeno y como barrera de difusión al frente de una grieta evitando la concentración de hidrógeno en la zona de triaxialidad de esfuerzos.

3.4.6 Procedimientos para soldar aceros microaleados

Existe hoy en día una información relativamente limitada sobre el efecto de los elementos de microaleación en la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno. Los datos que existen se vuelven difíciles de interpretar a causa de las diferencias en composición química de estos aceros. Por consiguiente, los procedimientos para soldar estos aceros de una manera segura desde el punto de vista de HIC se vuelven igual de difíciles de establecer más aún cuando se toma en consideración la gran diversidad de microestructuras que se pueden obtener en un acero microaleado cuando se suelda (tema estudiado en los numerales previos). Por lo tanto, en este numeral se presentará un abordaje del tema hecho por Peter Hart (Ref. 34) y colaboradores quienes incluyen uno de los diagramas de soldabilidad de aceros al carbono – manganeso desarrollados por TWI el cual se presenta en este trabajo como la figura 25.

El Nb puede afectar la curva de templabilidad de un acero para sus durezas mas bajas obtenibles, las cuales en soldadura se presentan en condiciones de altas

entradas de calor y bajas tasas de enfriamiento. El columbio (o niobio) no tiene efecto en la templabilidad a las altas tasas de enfriamiento involucradas para producir las microestructuras más duras. Por consiguiente, su efecto en las relaciones empíricas de equivalente en carbono no se considera.

Por otro lado, el Vanadio influencia la templabilidad y por tal razón es tenido en cuenta por los métodos de predicción de procedimientos mediante su incorporación en las fórmulas de CE, como se puede observar en la fórmula desarrollada por TWI para aceros al carbono – manganeso, en la cual se le asigna un factor de 1/5, como se ve a continuación:

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

El boro tiene un poderoso efecto en la templabilidad, por lo que para aceros al C-Mn-Mo-B, el efecto del boro puede ser calculado por adicionar un factor que va entre 10 y 20 veces el contenido de Boro y adicionarlo a la formula anterior de CE para después entrar al diagrama de soldabilidad de la figura 25. Por último, el Titanio y el Zirconio parece que no tienen un efecto en la templabilidad de la ZAT.

La experiencia de fabricación con aceros al C-Mn muestra que con contenidos de Nb de 0.05% no existe ningún efecto en el riesgo de agrietamiento en frío y se puede ganar un significativo incremento en la resistencia. De hecho Barkow estableció a partir de su trabajo que los aceros con Nb son más fáciles de soldar que los aceros sin Nb y se demostró también que cuando el Nb y el V están juntos en el acero el riesgo de agrietamiento es mayor que cuando está cada uno solo.

Un estudio de TWI mostró que aceros al C-Mn-Si-V-N-Al incrementaron tanto su templabilidad como su susceptibilidad al agrietamiento asistido por hidrógeno. Estos dos factores incrementaron substancialmente el riesgo de agrietamiento y,

aunque las causas de este fenómeno no son enteramente claras, se cree que el nitrógeno puede ser la clave.

Entre los elementos microaleantes el Nb y, posiblemente, el Zirconio y el titanio no tienen un efecto aparente en el agrietamiento inducido por hidrógeno. Por otro lado, el Vanadio, el Boro y el Nitrógeno incrementan el riesgo de agrietamiento, el cual se puede dejar de lado por una reducción en el contenido de carbono. En aceros al V, por ejemplo, la fórmula de CE sugiere que si se adiciona un 0.10% V con una disminución en carbono de al menos 0.02%, el resultado sería una disminución en el riesgo de agrietamiento.

Ya que los elementos de aleación pueden ser introducidos en el metal de soldadura por dilución, los efectos de los microaleantes en el HIC de la ZAT también se aplican al agrietamiento en frío del metal de soldadura pero en una menor escala debido a la dilución.

Aunque el tema es amplio y complejo, se presentaron algunas herramientas conceptuales que le permitirán al ingeniero de soldadura afrontar la soldadura de aceros microaleados con un conocimiento más amplio sobre los cambios que experimentan dichos aceros ante los ciclos térmicos. Aunque no se describieron procedimientos concretos para los diferentes aceros microaleados (con excepción de los aceros aleados con Boro), el autor considera que dicha información es de mucho valor a la hora de analizar un caso particular de soldadura desde el punto de vista de agrietamiento asistido por hidrógeno.

4. ALGUNOS CÓDIGOS INTERNACIONALES FRENTE AL HIC

En vista del impacto que ha generado el agrietamiento inducido por hidrógeno en las construcciones soldadas y en el campo del desarrollo y la investigación en soldadura desde mucho tiempo atrás, los diferentes Organismos Internacionales involucrados en el campo de la soldadura o de fabricaciones soldadas no han desconocido este hecho, sino que por el contrario han promovido y asumido el desarrollo del conocimiento sobre el fenómeno del HIC y lo incluyen de manera directa en sus especificaciones o códigos como una prevención para la obtención de elementos soldados seguros desde el punto de vista de agrietamiento inducido por hidrógeno. A continuación se presentarán las acciones concretas para prevenir el HIC consideradas en dos códigos de soldadura (Ref. 27 y 28) de la American Welding Society (AWS) y en el código para calderas y recipientes a presión (Ref 45) de la American Society of Mechanical Engineers (ASME). Durante el tratamiento de estos temas se insta continuamente al lector para que consulte y estudie de manera directa los citados códigos en vista de la dificultad que ofrece, por lo menos para el autor del presente trabajo, el hacer una presentación fidedigna de este tipo de documentos.

4.1 CÓDIGOS DE LA AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS)

El AWS ha desarrollado numerosos códigos de soldadura para la fabricación de estructuras de diferente naturaleza (edificios, puentes para tránsito vehicular,

elementos de refuerzo de estructuras de concreto, puente grúas, entre otras) y de diversos materiales (acero estructural, acero inoxidable, aluminio, etc.). No es el propósito de este trabajo describir cada uno de estos códigos en cuanto a su manera particular de afrontar el fenómeno de agrietamiento en frío de las soldaduras, pero se van a tomar dos de los códigos que más se utilizan a nivel de los Estados Unidos, los cuales son: (1) ANSI/AWS D1.1-96 Structural Welding Code – Steel aprobado por el Instituto de Normas Nacional Americano (ANSI) y (2) ANSI/AASHTO/AWS D1.5-95 Bridge Welding Code aprobado por la ANSI y desarrollado bajo la dirección de la AWS y la American Association of State Highway and Transportation Officials (AASHTO).

4.1.1 Código AWS D1.1-96 Structural Welding Code – Steel

Los requerimientos estipulados por la AWS en este código con miras a obtener elementos soldados sanos desde el punto de vista de agrietamiento asistido por hidrógeno se pueden resumir en los tres siguientes: establece las temperaturas de precalentamiento y entre pasadas mínimas que se deben cumplir durante la aplicación de una soldadura específica, establece las condiciones de manejo y almacenamiento de los consumibles de soldadura y propone dos métodos alternos y opcionales para determinar temperaturas de precalentamiento y entre pasadas las cuales, generalmente, resultarán ser más conservativas que las anteriores. En los numerales posteriores se describirán brevemente estos requerimientos.

4.1.1.1 Temperaturas mínimas de precalentamiento y entre pases

El código AWS D1.1-96 establece un requerimiento en su numeral 3.5 en el sentido de que la temperatura de precalentamiento y entre pases debe ser suficiente para prevenir agrietamiento. Para los aceros listados en el código, el usuario debe determinar las temperaturas de precalentamiento aplicadas a una

junta de la Tabla 3.2 en la cual se presentan cuatro categorías (A, B, C y D) de acuerdo con los materiales y con el nivel de hidrógeno del proceso de soldadura específico, es decir, si el proceso se puede considerar o no de bajo hidrógeno; en cada categoría se presentan diferentes temperaturas de precalentamiento de acuerdo con el rango de espesores de metal base que se manejen. Por lo tanto, para determinar la temperatura de precalentamiento mínima se debe conocer el tipo de material por soldar, el espesor del elemento más grueso de la junta y el nivel de hidrógeno del proceso o los consumibles de soldadura por emplear.

El código enfatiza que las temperaturas de precalentamiento determinadas de la tabla 3.2 son mínimas y por consiguiente deben ser suficientemente altas y controladas durante la producción para asegurar soldaduras sanas. La cantidad de precalentamiento requerido para disminuir la tasa de enfriamiento y producir así soldaduras libres de agrietamiento es influenciado, de acuerdo con el AWS D1.1, por los siguientes factores: (1) la temperatura ambiente, (2) la energía del arco, (3) la disipación de calor de la junta, (4) la composición química del acero (la templabilidad o, si se quiere, la soldabilidad, (5) el contenido de hidrógeno del metal de soldadura y (6) el grado de restricción de la junta.

El punto 1 se tiene en cuenta en el requerimiento del numeral 5.6 de que se debe calentar la pieza entera o solamente 75 mm mínimo del metal adyacente a la junta y, adicionalmente, en la nota 1 de la tabla 3.2 que establece que cuando la temperatura del metal base está por debajo de 0°C entonces se debe precalentar el metal al menos a 21°C y mantener esta temperatura mínima durante la soldadura. El punto 2 no está considerado actualmente en el código. El punto 3 está parcialmente expresado en el espesor del material. El punto 4 está expresado indirectamente en las designaciones por grupos de los materiales. El punto 5 está expresado al considerar si el proceso de soldadura es o no de bajo hidrógeno. El punto 6 es el menos tangible y la tabla 3.2 reconoce condiciones de aplicación general. Considerando que la tabla 3.2 del código AWS D1.1 no

abarca todos los factores que pueden influenciar el valor de la temperatura de precalentamiento, adquiere aún mayor validez el hecho de enfatizar que las temperaturas indicadas en la tabla 3.2 deben ser consideradas como mínimas para una aplicación específica.

4.1.1.2 Manejo y almacenamiento de consumibles de soldadura

El código AWS D1.1-96 establece los requerimientos para las condiciones de almacenamiento y manipulación de los electrodos de bajo contenido de hidrógeno para proceso de soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW), para los gases de protección y para fundentes de procesos de soldadura con arco sumergido (SAW), electroescoria (ESW) y electrogas (EGW). Los requerimientos del código se resumen así:

Gases de protección: en el capítulo 5 ("Fabrication"), numeral 5.3.1.3, el código establece que un gas o mezcla de gas de protección debe ser producido para aplicaciones de soldadura y tener un punto o temperatura de rocío menor o igual que -40°C . De acuerdo con la información de los fabricantes de gases protectores para soldadura, fue determinado que este nivel temperatura de rocío es un límite superior adecuado para obtener una protección contra la humedad.

Electrodos revestidos para proceso SMAW: de acuerdo con el numeral 5.3.2 del código, los electrodos para proceso SMAW deben cumplir con los requerimientos de la última edición de las normas ANSI/AWS A5.1 Specification for carbon steel electrodes for Shielded Metal Arc Welding o ANSI/AWS A5.5 Specification for low alloy steel electrodes for Shielded Metal Arc Welding. El código AWS D1.1 reconoce y manifiesta que la habilidad de los electrodos para prevenir agrietamiento asistido por hidrógeno depende del contenido de humedad en su revestimiento ya que dicha humedad se disocia durante la soldadura en oxígeno e hidrógeno, el último de los cuales es absorbido por el metal fundido

causando porosidad o agrietamiento después de la solidificación. Por consiguiente, el código es insistente en que las provisiones dadas para la manipulación, almacenamiento, secado y empleo de electrodos de bajo hidrógeno deben ser cumplidas estrictamente para prevenir la absorción de humedad por el material del revestimiento.

En el numeral 5.3.2.1 se indica que todos los electrodos que tengan revestimientos de bajo hidrógeno deben ser comprados en empaques herméticamente sellados o en caso contrario deben ser secados antes de su uso. Inmediatamente después de abrir el empaque herméticamente sellado, los electrodos se deben mantener en hornos a una temperatura de al menos 120°C. El numeral 5.3.2.2 requiere que si son abiertos los empaques sellados o después de que los electrodos son removidos del horno de secado o de los hornos de almacenamiento, su exposición a la atmósfera no puede exceder los tiempos indicados en la tabla 5.1, los cuales varían entre media hora hasta nueve horas máximo dependiendo de la especificación del electrodo (ANSI/AWS A5.1 ó ANSI/AWS A5.5) y de su clasificación (E70XX, E80XX, E100XX-X, etc.); aquellos electrodos expuestos a la atmósfera por períodos de tiempo inferiores a los establecidos pueden ser retornados al horno de mantenimiento a 120°C por un tiempo mínimo de 4 horas, después del cual se pueden volver a utilizar; aquellos electrodos que sobrepasen los límites de exposición deben ser resecados tal como se indica en el numeral 5.3.2.4, proceso éste que solo puede realizarse una vez; los electrodos que se hayan mojado directamente no deben ser utilizados. El numeral 5.3.2.4 establece las siguientes condiciones para realizar el secado de electrodos: (1) todos los electrodos que tengan recubrimientos de bajo hidrógeno conforme a ANSI/AWS A5.1 deben ser horneados por lo menos dos horas entre 260°C y 430°C y (2) todos los electrodos que tengan recubrimientos de bajo hidrógeno conforme a ANSI/AWS A5.5 deben ser horneados por lo menos una hora entre 370°C y 430°C.

Fuentes para proceso SAW, ESW y EGW: en el numeral 5.3.3.2 (numeral 5.4.3 para ESW y EGW) del código se establece que el fundente debe ser seco y libre de contaminación como suciedad, calamina u otro material extraño. Todo fundente debe ser comprado en paquetes que pueden ser almacenados en condiciones normales por al menos seis meses sin que tal almacenamiento afecte las características de soldadura o las propiedades de las soldaduras. El fundente de empaques dañados debe descartarse o debe secarse a una temperatura mínima de 260°C (120°C para ESW y EGW) por un tiempo de una hora antes del uso. El fundente para proceso SAW debe ser colocado en un sistema dispensador inmediatamente después de abrir el empaque o, si es empleado de un paquete abierto, se debe descartar la primera pulgada de la parte superior. El fundente que se haya mojado no se debe emplear. Los requerimientos de esta sección son necesarios para asegurar que el fundente no es un medio para introducir hidrógeno dentro de la soldadura como consecuencia de la absorción de humedad en el fundente. A causa de las altas entradas de calor asociadas con la utilización de los procesos ESW y EGW, no se requiere aplicar normalmente ningún precalentamiento, sin embargo, el código reitera en el numeral 5.4.5 que no se debe realizar ninguna soldadura cuando la temperatura del metal base está por debajo de 0°C.

4.1.1.3 Métodos alternativos del código AWS D1.1-96 para determinar temperaturas de precalentamiento

El código expresa en su numeral 4.2 que con base en la experiencia se ha demostrado que las mínimas temperaturas especificadas en la tabla 3.2 son adecuadas para prevenir el agrietamiento en la mayor parte de los casos. No obstante, en situaciones que impliquen alta restricción, altos niveles de hidrógeno, bajas entradas de calor o composiciones químicas en los límites superiores de la especificación, pueden ser necesarias temperaturas de precalentamiento mayores; lo contrario también puede ocurrir, es decir, usar

temperaturas de precalentamiento menores que las indicadas en la tabla 3.2 las cuales sean adecuadas para prevenir agrietamiento dependiendo de la restricción, el nivel de hidrógeno, entradas altas de calor y una composición real del acero ubicada en los límites inferiores de la especificación. En el numeral 3.5.2 el código deja abierta la posibilidad para que el ingeniero utilice otros métodos para establecer las temperaturas de precalentamiento y entre pases distintos y presenta como opción la utilización de unas guías, que incluye en el Anexo XI, basados fundamentalmente en la composición química del acero, el grado de restricción y el espesor.

Estos métodos son basados en pruebas de agrietamiento en laboratorio y mediante su uso se pueden predecir temperaturas de precalentamiento mayores que las mínimas temperaturas que se muestran en la Tabla 3.2. La guía puede ser de valor en identificar situaciones donde el riesgo de agrietamiento se incrementa debido a la composición química del acero, la restricción, el nivel de hidrógeno, entre otros factores. Contrariamente, la guía puede ayudar en definir las condiciones bajo las cuales el agrietamiento inducido por hidrógeno es improbable y determinar donde se pueden disminuir de manera segura los requerimientos mínimos dados en la tabla 3.2; cuando se presenta el último caso se debe proceder a ensayar el procedimiento de soldadura mediante pruebas de calificación. Los métodos alternos incluidos en el anexo XI del código AWS D1.1 para determinar condiciones de soldadura con miras a evitar el agrietamiento en frío son los siguientes: (1) control de dureza de la zona afectada térmicamente y (2) control de hidrógeno.

Control de dureza de la ZAT: este método está restringido a soldaduras en filete y se basa en el supuesto de que el agrietamiento en frío no ocurra si la dureza de la ZAT se mantiene por debajo de un valor crítico. Lo anterior se logra por el control de la tasa de enfriamiento por debajo de cierto nivel crítico que depende de la templabilidad del acero. El código manifiesta que la templabilidad del acero

en soldadura se relaciona con su susceptibilidad a la formación de una ZAT dura y puede ser caracterizada por la tasa de enfriamiento necesaria para producir un nivel dado de dureza; aceros con alta templabilidad pueden, entonces, producir una ZAT dura a tasas de enfriamiento más lentas que las que produce un acero de menor templabilidad.

La selección de la dureza crítica dependerá de cierto número de factores tales como tipo de acero, nivel de hidrógeno, restricción y condiciones de servicio. Las pruebas de laboratorio con soldaduras en filete han demostrado la ZAT no se agrieta si la dureza Vickers es menor que 350HV aun cuando se utilizan electrodos con recubrimientos de alto contenido de hidrógeno. Con electrodos de bajo hidrógeno se pueden tolerar durezas de 400HV sin riesgo de grietas. Estas durezas, sin embargo, podrían no ser toleradas en condiciones de servicio donde exista riesgo de agrietamiento por esfuerzos de corrosión, iniciación de fractura frágil u otros riesgos de seguridad o confiabilidad en el servicio de la estructura que contiene las soldaduras.

La tasa de enfriamiento crítica para una dureza dada se puede relacionar de manera aproximada con el equivalente en carbono (CE) del acero tal como se muestra en la figura XI-2 del código. Ya que la relación es solamente una aproximación, la curva propuesta por el código puede ser conservativa para aceros al carbono y aceros al carbono-manganeso, lo cual permite el empleo de una curva de mayor dureza sin riesgo de agrietamiento. Algunos aceros de baja aleación (HSLA), particularmente aquellos que contienen Niobio pueden ser mas templables que los que indica la figura XI-2 por lo que el código recomienda usar una curva de menor dureza.

Aunque dicho método puede ser utilizado para determinar una temperatura de precalentamiento, su particularidad fundamental es el de determinar la mínima entrada de calor (y de aquí el mínimo tamaño de soldadura) que previene un excesivo endurecimiento. El método es particularmente útil para determinar el mínimo tamaño de una soldadura en filete de un solo pase que pueda depositarse sin precalentamiento.

El método de control de dureza de la ZAT no toma en consideración la posibilidad de agrietamiento del metal de soldadura, sin embargo, la experiencia ha mostrado que la entrada de calor determinada por este método es usualmente adecuada para prevenir el agrietamiento de soldaduras en la mayoría de los casos siempre que el electrodo no sea de alta resistencia. En vista de que este método depende únicamente de controlar la dureza de la ZAT, el nivel de hidrógeno y la restricción no son considerados explícitamente.

Método de control de hidrógeno: Este método se basa en el supuesto de que no ocurrirá agrietamiento si la cantidad promedio de hidrógeno que permanece en la junta después de su enfriamiento a cerca de 50°C no excede un valor crítico que depende de la composición química del acero y de la restricción. La temperatura de precalentamiento necesaria para permitir que suficiente hidrógeno se difunda fuera de la junta puede ser estimada mediante la utilización de este método.

Este método se basa principalmente en los resultados de pruebas de soldaduras en ranura de penetración parcial restringidas con metales de aporte que igualaban las propiedades de los metales base. Para utilizar el método se requiere la determinación de un nivel de restricción establecido de la experiencia (caracterizado como alto, medio y bajo en el código) y del nivel de hidrógeno original en el metal fundido. El método del control de hidrógeno se basa en un cordón de soldadura de baja entrada de calor el cual representa un pase de raíz y asume que la ZAT se endurece; por tal razón, el método es particularmente útil para aceros de baja resistencia y baja aleación que tengan alta templabilidad donde el control de dureza de la ZAT no sea factible. Consecuentemente, a causa de que el método asume que la ZAT se endurece totalmente, se pueden obtener temperaturas de precalentamientos muy conservativas para aceros al carbono.

Selección del método: en el numeral XI5 el código presenta una guía como ayuda para seleccionar el método, el cual comienza con la determinación del CE equivalente en carbono utilizando la fórmula del IIW incluyendo el porcentaje de silicio afectado por un factor de $1/6$. Con el valor de CE y el porcentaje de carbono se entra en la gráfica de las zonas de clasificación de aceros mostrada en la figura 34 donde se aprecian tres diferentes zonas: (1) Zona I: las grietas en frío son improbables pero pueden llegar a ocurrir con alto hidrógeno o alta restricción; (2) Zona II: se debe usar el método de control de la dureza para determinar la mínima entrada de calor para soldaduras en filete de un solo pase sin precalentamiento (sí la entrada de calor no es práctica, se debe emplear el método de control de hidrógeno); para soldaduras en ranura se debe usar el método de control de hidrógeno para determinar la temperatura de precalentamiento; para aceros de alto contenido de carbono, puede ser necesario combinar los métodos de la energía mínima para controlar la dureza y el precalentamiento para controlar el hidrógeno; y (3) Zona III: se debe utilizar el método de control de hidrógeno.

En el numeral XI6 del código se presentan los pasos detallados para emplear los dos métodos descritos brevemente en este capítulo, por lo que se remite al lector a que consulte dicha fuente para que se familiarice con su empleo.

4.1.2 Código AWS D1.5-95 Bridge Welding Code

El código AWS D1.5 manifiesta abiertamente desde su introducción su posición de adoptar una atención especial dirigida a evitar el endurecimiento innecesario de las ZAT de los metales base y evitar las entradas de hidrógeno y de otros elementos que puedan causar agrietamiento. Debido al efecto nocivo que puede ocasionar el hidrógeno en los puentes de tránsito vehicular cuyas condiciones de servicio implican cargas cíclicas, dicho código tiene el requerimiento de que sólo se pueden emplear procesos o metales de aporte que introduzcan bajos contenidos de hidrógeno en las juntas soldadas. Al igual que el código AWS D1.1

en la Tabla 4.4 de este código se especifican las temperaturas mínimas de precalentamiento y entre pases que se deben cumplir dependiendo del material base y del espesor. Las condiciones de manipulación, almacenamiento, secado y empleo de electrodos de bajo hidrógeno y demás consumibles de soldadura son similares a los especificados por el código AWS D1.1, al igual que los métodos alternos para determinar temperaturas de precalentamiento los cuales incluye en su Anexo VIII como información mandatoria.

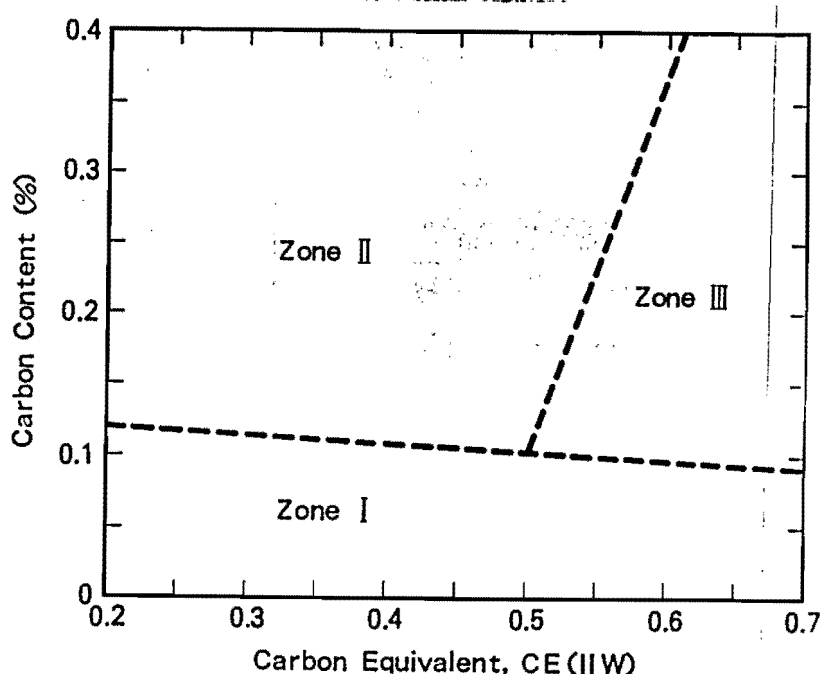


Figura 34. Zonas de clasificación de aceros del AWS D1.1-96.

Hasta el momento se ha visto que la filosofía y acciones del código AWS D1.5 son casi las mismas que las del código AWS D1.1 visto anteriormente, sin embargo, el código de puentes presenta un tratamiento especial en su capítulo 12 llamado Plan de Control de Fractura (PCF) y está dirigido a aquellos elementos críticos del puente sometidos a esfuerzos de tracción o a componentes a tracción de elementos sometidos a flexión (incluyendo aquellos sometidos a esfuerzos alternantes), la falla de los cuales podría resultar en el colapso del puente; el

código designa a estos elementos como "FCM" que significa miembro crítico de fractura. En el presente trabajo no se describirán todos los requerimientos sobre el PCF del código en lo relacionado con el tratamiento de FCMs, se van a destacar los que se relacionan con el agrietamiento asistido por hidrógeno.

En el numeral 12.6.2 se establecen los requisitos que se deben cumplir para el nivel de hidrógeno difusible del metal de soldadura y básicamente se exige lo siguiente: se debe determinar la cantidad de hidrógeno difusible por cada 100 gm de metal depositado para cada lote de consumibles de soldadura e incluir los resultados, conformes con la especificación, en los certificados o registros de calidad del fabricante; se establece un máximo nivel de hidrógeno para los metales de aporte por utilizar en puntos soldaduras sin precalentamiento (además de sus longitudes mínimas en el numeral 12.13), el cual es menor que el que puede utilizarse en las soldaduras de producción y, por último, establece que el fabricante de los metales de aporte debe detallar todas las precauciones especiales que se deben tener en cuenta para asegurar que el metal de soldadura depositado alcanzará los límites de hidrógeno difusible especificados en la clasificación cuando los consumibles son removidos del empaque protector y son usados sin demora.

En el numeral 12.6.5 se presentan las condiciones de almacenamiento y secado de electrodos revestidos para que puedan ser utilizados en FCMs, las cuales presentan mayores exigencias que las indicadas por el código AWS D1.1 o por el mismo AWS D1.5 para miembros distintos a FCMs que no están cobijados por el plan de control de fractura. Básicamente se intensifican los controles sobre el mantenimiento y la garantía de las temperaturas de secado (como por ejemplo que se debe hacer cuando la temperatura cae hasta 107°C por un cierto tiempo cuando debe ser normalmente 120°C), el diseño de los hornos de almacenamiento (por ejemplo, que tengan indicadores de temperatura interna, que tengan un pequeño puerto para insertar un termómetro adicional de control

sin necesidad de abrir la puerta principal, condiciones de los sellos de las puertas, etc.), las condiciones de exposición atmosférica de los electrodos, entre otros requerimientos. Para los procesos SAW y FCAW también se establecen ciertas exigencias en los numerales 12.6.6 y 12.6.7 del código.

En lo relativo a temperaturas mínimas de precalentamiento y entre pases, el código establece en el numeral 12.14 que se deben cumplir con las tablas 12.3, 12.4 y 12.5 según el material, el espesor de la junta, la entrada de calor y el nivel de hidrógeno. Nuevamente, se alienta al lector para que consulte directamente el código para que amplifique el alcance de sus requerimientos lo cual no se incluye detalladamente en este trabajo debido a la dificultad propia que ofrece la traducción sin omisión de este tipo de normas. Sin embargo, de acuerdo con lo anterior es clara la intención del código de evitar las entradas de hidrógeno al máximo controlando las fuentes de una manera más estricta con miras a disminuir las posibilidades de agrietamiento en frío.

4.2 CODIGO PARA CALDERAS Y RECIPIENTES A PRESIÓN DEL ASME

El ASME en la Sección VIII de recipientes a presión de su código para Calderas y Recipientes a Presión (conocido normalmente bajo el nombre de "Código ASME") contiene ciertas recomendaciones en el Apéndice R– Preheating (información no mandatoria), con miras a determinar las condiciones de precalentamiento que se deben cumplir para evitar riesgos de agrietamiento en frío. Su posición frente al fenómeno, aunque no es indiferente, no es tan decidida como la que parece tener la AWS en sus códigos seguramente, en la opinión del autor, por tratarse de instituciones con finalidades en cierta forma diferentes donde el papel de la AWS se centra fundamentalmente en el desarrollo y aplicación tecnológica de la soldadura, campo éste en el que el ASME parece no querer profundizar mucho y,

mas bien, deja que el fenómeno de agrietamiento en frío sea resuelto por el usuario del código con base en su conocimiento y experiencia al respecto.

En el Apéndice R del código, se dice que el precalentamiento puede ser utilizado durante la soldadura para ayudar a ejecutar una junta soldada y reconoce que la determinación de cierta temperatura de precalentamiento depende de un número de factores tales como la composición química, el grado de restricción de las piezas por unir, propiedades físicas elevadas y espesores altos. Por lo tanto, se excusa en la División 1 del código de establecer reglas mandatorias para las temperaturas de precalentamiento con la excepción de las indicadas en las tablas UCS-56 y UHA-32 que permiten para determinados materiales dentro de ciertos espesores cambiar el tratamiento térmico posterior a la soldadura por la aplicación de cierta temperatura de precalentamiento mínima durante la etapa de fabricación. En el apéndice R se sugieren temperaturas de precalentamiento para diferentes materiales (recuerde que el ASME los clasifica de acuerdo a un número P y a un grupo determinado en función de su composición química y de sus propiedades mecánicas), sin embargo el código advierte claramente que las temperaturas de precalentamiento listadas no aseguran necesariamente la ejecución satisfactoria de una junta soldada y los requerimientos para materiales individuales dentro de los números P pueden requerir mas precalentamiento o, por el contrario, condiciones menos exigentes que las indicadas en el apéndice R.

El apéndice R establece que el calor de la soldadura puede ayudar a mantener la temperatura de precalentamiento después del arranque de la soldadura y que, para propósitos de inspección, el control de temperatura puede ser efectuado cerca de la soldadura; por consiguiente, el código no presenta específicamente ni el método ni la cantidad de aplicación de precalentamiento en una junta. El apéndice R termina diciendo que cuando se sueldan materiales de dos grupos de números P diferentes, el precalentamiento usado debe corresponder al del

material que requiera un mayor precalentamiento y que éste debe ser indicado claramente en la especificación de procedimiento de soldadura (WPS).

Como ya se dijo, en los numerales R-1, R-2, R-3, R-4, R-5, R-6, R-7, R-8, R-9 y R-10 del apéndice R se proponen temperaturas de precalentamiento de acuerdo con el número P y el Grupo del material. A continuación se describirán varios ejemplos sin embargo, nuevamente, se deja la decisión al lector para que consulte directamente el código en busca de información mas detallada.

R-1 P-No. 1 Grupos 1, 2 y 3:

- (a) 175°F para material que tenga tanto un máximo contenido de carbono mayor que 0.30% y un espesor en la junta mayor que una pulgada;
- (b) 50°F para todos los otros materiales en este número P.

R-3 P-No. 4 Grupos 1 y 2:

- (c) 250°F para material que tenga una mínima resistencia a la tracción que exceda los 60000 psi o un espesor en la junta mayor que 1/2 pulgada;
- (d) 50°F para todos los otros materiales en este número P.

R-7 P-No. 8 Grupos 1 y 2:

No se requiere temperatura de precalentamiento de acuerdo con el código (se trata de aceros inoxidables austeníticos).

Respecto al control de entradas de hidrógeno a través del proceso o los consumibles de soldadura el Código no establece ningún requerimiento ni en cuanto al tipo de proceso por utilizar (independiente del material) ni en cuanto al cuidado en el manejo, almacenamiento y secado de metales de aporte revestidos o de fundentes y gases de soldadura. Nuevamente, el código parece dejar estos aspectos al juicio, idoneidad y experiencia del usuario delegando así toda la responsabilidad de obtener juntas libres de agrietamiento en frío en el fabricante.

BIBLIOGRAFÍA

- 1 AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A3.0-94 Standard Welding Terms and Definitions.
- 2 HOUGARDY, Hans Paul. Weldability. A Handbook for Materials Research and Engineering. Vol. 1 Fundamentals.
- 3 F.B. Gatto. Weldability and Sound Welding Decisions. Welding Journal, Marzo de 1928.
- 4 George E. Linnert. Welding Metallurgy – carbon and alloy steels. Vol. 1. Cuarta edición. 1994.
- 5 Henry Granjon. Fundamentals of welding metallurgy. 1991.
- 6 Allan W. Pense. 1980 Adams Lecture: Twenty years of Pressure vessel Steel Research. Welding Journal. Noviembre de 1980.
- 7 R. Vasudevan, R.D. Stout and A.W. Pense. Hydrogen assisted cracking in HSLA pipeline steels. Welding Journal. Septiembre de 1981.
- 8 C. A. Zapfee and Sims. Hydrogen embrittlement internal stress and defects in steel. AIME transactions. 1941.
- 9 N. J. Petch. The lowering of fracture stress due to surface adsorption. 1956.
- 10 A. R. Troiano. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. ASM trans. 1960.
- 11 R.A. Oriani and P.H. Josephic. Acta Metallurgy. 1974, 22, 1065.
- 12 R.A. Oriani and P.H. Josephic. Testing of the decohesion theory if hydrogen induced crack propagation. Scripta Metal. 1972.
- 13 C.D. Beachem. Electron fractographic support for a new model for HIC. NACE, Houston, 1977.

- 14 C. G. Interrante and R.D. Stout. Delayed cracking in steel weldments. Welding Journal. Abril de 1964.
- 15 J.D. Hobson. The difussion of Hydrogen in steel at temperatures below 200 Celcius. Journal of Steel Institue. 1958.
- 16 Sykes C. Burton. Hydrogen in steel manufacture. Ibid, 156. 1947.
- 17 A.R. Troiano. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. ASM trans. 1960.
- 18 J.G. Morlet, H.H. Johnson and A.R. Troiano. A new concept of hydrogen embrittlement in steel. Ibid, 188. 1958.
- 19 George E.Dieter. Mechanical Meatllurgy. 1988.
- 20 R. Timerman. Humedad y Electrodoos revestidos para soldadura manual. Conarco, Buenos Aires.
- 21 N. Bailey, F.R. Coe, TG Gooch. Welding Steels without hydrogen cracking. ASM International and Abington Publishing.
- 22 P.T. Houldcroft. Welding process and Technology. Cambridge University Press. 1988.
- 23 Kenneth Stearling. Introduction to the physical Metallurgy of Welding. Second Edition. Butterworth Heinemann. 1992.
- 24 M. McParlan and B.A. Graville. Hydrogen cracking in weld metals. Welding Journal. Abril de 1976.
- 25 Kenneth Stearling. Introduction to the physical Metallurgy of Welding. Second Edition. Butterworth Heinemann. 1992.
- 26 AWS. Welding Technology – Vol. 1. Welding Handbook, octava edición. 1987.
- 27 AWS. AWS D1.5-96 Bridge Welding Code. 1996.
- 28 AWS. AWS D1.1-98 Structural welding code - Steel. 1998.
- 29 N. Yurioka. Weldability of modern high strength steels. Nippon Steel Corp. 1990.
- 30 First United States-Japan Smposium on Advances in Welding Metallurgy. 1990.

- 31 N. Yurioka, H Suzuki and S. Ohshita. Welding Journal 62 (6) 147s-153s. 1983.
- 32 N. Yurioka and M. Okumura. Metal Construction 19 (4): 217R-223R. 1987.
- 33 R. Yamamoto, S. Matsuda. Proc. Symposium "Residual and unspecified elements in steels. Miami, AIME. 1987.
- 34 Peter H.M. Hart. The weldability of microalloyed steels. Proceedings about HSLA. USA 1977.
- 35 J.M. Losz and K.D. Challenger. HAZ Microestructures in HSLA steel Weldments. Ver referencia 30.
- 36 M. Hillert. International conference on physical metallurgy of TMCP of steel and other metals. 1988.
- 37 I. Watanabe and M. Suzuki. New steels for high heat input welding. Met. Const. 16(5), 311-315. 1984.
- 38 H. Ikawa and allies. Effect of M_A constituent on HAZ toughness of high strength steel. JWS: 11, 50-59.
- 39 K.R. Kinsman and H.I. Aaronson. Transformation and Hardenability in Steels. 1967.
- 40 H.W. Paxton. The metallurgy of steels for large diameter Line pipe. Climax Mo. Co. 1980.
- 41 Maitrepiere and Als. Structure-property relationship in boron steels. AIME. 1980.
- 42 R. C. Cochrane and Morrison. Transformation characteristics of some line pipes steels containing Nb, V y Mo and their relationship to processing and microestructure. 1983.
- 43 R. E. Dolby et Als. Subcritical HAZ fracture Toughness of C-Mn Steels. Met. Const. 4 (5), 185-190. 1972.
- 44 J.D. Bologner, Z Wank and E.F. Nippes. Stress relief cracking of a copper containing HSLA. Welding Journal 68(4), 121s-131s.

